МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

Отделение энергетики, машиностроения, механики и процессов управления

Научный совет по машиностроению РАН

Российский национальный комитет по теории механизмов и машин

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

НАУЧНЫЕ ТРУДЫ

6-ой Международной научно-технической конференции

Живучесть и конструкционное материаловедение
ЖивКоМ – 2022

Survivability and Structural Materials Science
SSMS – 2022

Москва 2022

УДК 621.9
ББК 34.1 34.2 34.3 34.4 34.5

Редакционная коллегия:
А.Н. Романов (*отв. редактор), Н.А. Махутов, Ю.Г. Матвиенко, И.Г. Горячева, Д.А. Козлов, М.М. Хрущов*

Научные труды 6-ой Международной научно-технической конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ–2022) / Под ред. А.Н. Романова. – М.: ИМАШ РАН. – 2022. – 434 с.

В сборник трудов включены доклады, представленные на 6-ой Международной научно-технической конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ – 2022), проходившей с 9 по 11 ноября 2022 г. в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте машиноведения им. А.А. Благонравова РАН.

Тематика научных сообщений, представленных в настоящем сборнике:

1. Сопротивление длительному статическому и циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов, работающих в экстремальных условиях.
2. Влияние структурного состояния на деформационные, прочностные и трибологические характеристики конструкционных материалов.
3. Керамические и металлокерамические материалы и покрытия, материалы для аддитивной технологии (получение, свойства, применение).
4. Структура, прочностные и технологические свойства материалов со специфическими свойствами (наноматериалы и нанопокрытия, материалы с памятью формы, биметаллические материалы и т.п.).
5. Модели и критерии разрушения материалов и живучести конструкций на различных масштабно-структурных уровнях.
6. Вычислительная механика разрушения в проблемах живучести и конструкционного материаловедения.
7. Риск-анализ в системе критериев живучести и безопасности.
8. Динамические процессы разрушения. Диагностика и мониторинг поврежденных машин и конструкций. Экспериментальные методы исследования.

Издание рассчитано на научных работников, инженеров и специалистов в области прочности, ресурса, безопасной эксплуатации машин и конструкций, конструкционного материаловедения и новых функциональных материалов.

Материалы сборника подготовлены к изданию оргкомитетом конференции на основе оригиналов авторских рукописей. Ответственность за достоверность сведений и хранение государственной или корпоративной тайны несут авторы публикаций.

ISBN 978-5-904282-17-2

© ФГБУН Институт машиноведения
им. А.А. Благонравова РАН, 2022

УДК 539.3:534.1

АНАЛИЗ ПРОГРЕССИРУЮЩЕГО РАЗРУШЕНИЯ АНИЗОГРИДНОЙ КОМПОЗИТНОЙ СТРУКТУРЫ

PROGRESSIVE FAILURE ANALYSIS FOR ANISOGRID COMPOSITE STRUCTURE

Азиков Н.С.[1], д.т.н., главный научный сотрудник, **Зинин А.В.**[2], к.т.н., доцент
[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
[2]Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)
e-mail: allzin@yandex.ru

Abstract. Finite element modeling process of destruction composite anisogrid elements loaded with various types of deformation was performed using the methodology of progressive destruction. Layer-by-layer analysis of limiting state based on the Hashin criterion and the model of degradation elastic properties of layers used to study the dynamics of mechanisms damage accumulation and destruction for each type deformation.
Key words: composite lattice structure, anisogrid construction, strength, progressive failure.

Аннотация. Выполнен конечно-элементный анализ разрушения типовых композитных анизогридных элементов из углепластика при различных видах деформации с использованием модели прогрессирующего разрушения. Послойный анализ предельного состояния на основе критерия Хашина и модели деградации упругих свойств слоев использован для изучения динамики процесса накопления повреждений и механизмов разрушения для каждого вида деформации.
Ключевые слова: композитный сетчатая структура, анизогридная конструкция, прочность, прогрессирующее разрушение.

Создание высокоэффективных композитных материалов в сочетании с доступными технологиями автоматизированного производства сделало оболочки и панели с жесткой сеткой многообещающей альтернативой более традиционным концепциям обеспечения прочности и жесткости композитных узлов и агрегатов. Геометрия такой структуры определяется как дискретный набор однонаправленных спиральных и кольцевых взаимно пересекающихся ребер, на которые в основном действуют осевые силы Концепция регулярной сетчатой топологии конструкции предполагает, что несущими элементами в этом случае являются высокопрочные ребра сетки, обеспечивающие одновременно мембранную и изгибную жесткость всей конструкции, в отличие от традиционных подкрепленных панелей, в которых основную нагрузку несет обшивка, а подкрепление (стрингеры, ребра) служит для обеспечения локальной изгибной жесткости и устойчивости. С позиций механики композитные сетчатые конструкции представляют собой синергетическую комбинацию содержания (материала) и формы (геометрии), в которой геометрия сетки формирует силовые потоки так, что они соответствуют направлению армирования ребер. Термин «анизогридная композитная структура» (Anisogrid Lattice Structures) относится к анизотропным сетчатым конструкциям. В отличие от ортогридных (Orthogrid) и изогридных (Isogrid) сетчатых структур, ячейки которых представляют собой квадраты или равносторонние треугольники, в анизогридных элементах конструкций спиральные ребра располагаются под произвольным углом (часто $\pm 45^0$) к продольной оси [1]. Геометрия репрезентативных элементарных ячеек сетки диктует их механическое поведение, что необходимо учитывать при формировании расчетных моделей, в частности при выборе условий закрепления узлов ячейки и возможных видов деформации ребер.

Несомненно, что конструктивно-механические особенности сетчатых конструкции требуют разработки новых методов прочностных расчетов, учитывающих своеобразие

потери несущей способности и дистинктивный механизм разрушения решетчатой структуры. Результаты некоторых экспериментальных и аналитических исследований [1-3] процессов разрушения анизогридных элементов указывают на особый характер потери несущей способности сетчатых композитных конструкций, связанный с преимущественной локализацией повреждений структуры композитных ребер в зоне их пересечения и во многом определяемый конфигурацией элементарной ячейки сетки.

Целью работы являются моделирование и анализ процессов деформирования и разрушения сетчатых конструктивно подобных элементов анизогридной композитной конструкции из углепластика в условиях осевого растяжения, плоского сдвига и поперечного изгиба (рис.1) как типовых нагрузок силового набора летательных аппаратов в условиях эксплуатации. Анизогридные объекты выполнены в виде сетки продольных ребер, подкрепленных диагональным набором ребер, расположенных под углами $\pm 45^0$ к продольным. Материал образцов - однонаправленный эпоксидный композит на основе углеродного волокнистого наполнителя; обшивка отсутствует.

Конечно-элементное моделирование анизогридных элементов выполнено в программной среде MSC. Patran с использованием 4-х узловых элементов первого порядка с линейной функцией форм типа Quad4 и Tria3 [4]. Расчетные схемы включали также элементы жесткой связи MPC RBE 2.

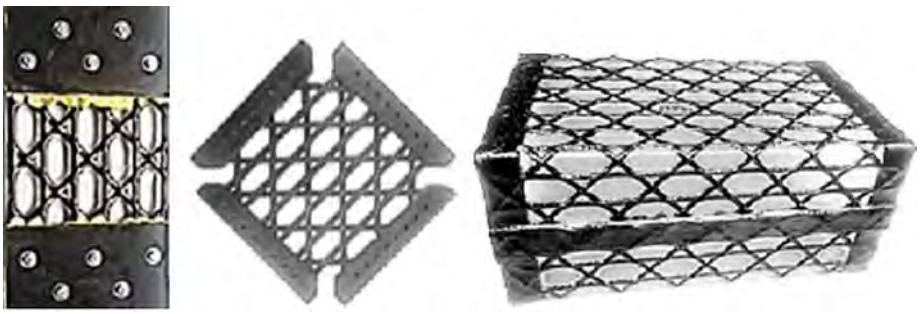


Рис. 1 – Конструктивно-подобные образцы сетчатых конструкций
а) – образец на растяжение; б) - образец на сдвиг; в) образец на изгиб

Расчет напряжено-деформированного состояния слоев сетчатой конструкции проведен методом конечных элементов с пошаговым увеличением нагрузки, задаваемой перемещением. Моделирование процесса разрушения анизогридной структуры выполнено на основе вычислительного алгоритма прогрессирующего разрушения [2,5], включающего на каждом шаге решение статической задачи для слоев композита, анализ предельного состояния слоев по критерию прочности, выявления локальных разрушений в слое, вычисление коэффициентов жесткости при наличии повреждений и пересчет напряженно-деформированного состояния для оценки остаточной прочности поврежденной структуры. Блок-схема алгоритма показана на рис.2.

Инициирование и развитие повреждений в рассмотренных сетчатых структурах определяется с помощью критерия разрушения Хашина [1], учитывающего многомодальность возможного разрушения композитного слоя в связи с анизотропией и различием свойств волокна и матрицы композиции. Текущему напряженному состоянию соответствуют значения коэффициентов нагруженности F_f и F_m (f -волокно, m - матрица), вычисляемые по условиям прочности Хашина, ассоциируемых с характерной формой разрушения компонентов слоя:

$F_{f\,\mathrm{р}} = \left(\sigma_1/\sigma^{з}_{в1}\right)^2 + \left(\tau_{12}/\tau^{з}_{в12}\right)^2 \le 1$ при $\sigma_1 \ge 0$ - разрушение волокна при растяжении;

$F_{f\,\mathrm{с}} = \sigma_1/\sigma^{c}_{в1} \le 1$ при $\sigma_1 < 0$ - разрушение волокна при сжатии;

$F_{m\,\mathrm{р}} = \left(\sigma_2/\sigma^{з}_{в2}\right)^2 + \left(\tau_{12}/\tau^{з}_{в12}\right)^2 \le 1$ при $\sigma_2 \ge 0$ - растрескивание связующего при растяжении;

$$F_{m\,\text{р}} = \left(\sigma_2 / 2\tau_{в\,23}\right)^2 + \left[\left(\sigma_2 / 2\tau_{в\,23}\right)^2 - 1\right]\left(\sigma_2 / \sigma^c_{в\,2}\right) + \left(\tau_{12} / \tau^э_{в\,12}\right)^2 \le 1$$

при $\sigma_2 < 0$ - разрушение связующего при сжатии.

Процесс накопления повреждений при нагружении исследуемых образцов конструкций рассмотрен в рамках феноменологической модели «мгновенной повреждаемости» [4], согласно которой локальное разрушение композита в процессе нагружения приводит к мгновенному изменению жесткости материала путем снижения тех характеристик упругости слоя, которые соответствуют реализованному механизму разрушения по критерию Хашина. Вычисление характеристик упругости поврежденного слоя проводится с помощью коэффициентов редуцирования упругих характеристик, устанавливаемых алгоритмом расчета.

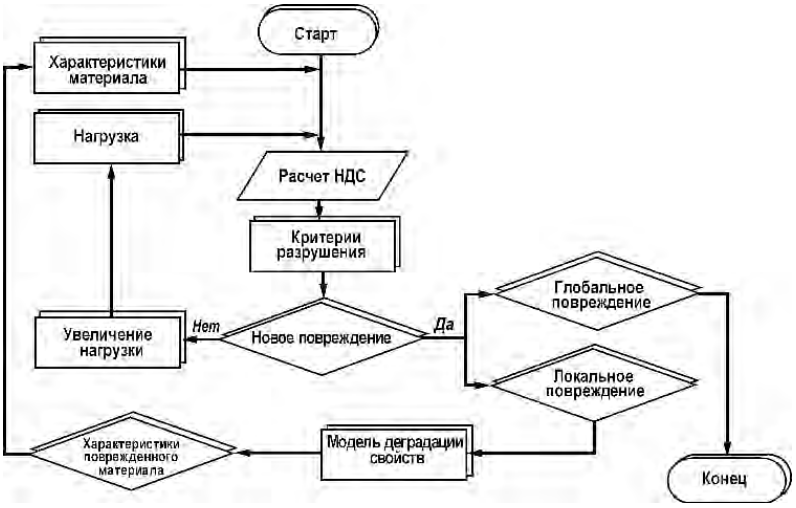


Рис.2 Блок-схема алгоритма модели прогрессирующего повреждения

Анализ прогрессирующего разрушения сетчатой конструкции при растяжении показывает, что повреждение в виде разрыва волокон ребер начинается в окрестностях пересечения диагональных и продольных ребер, соответствующим наибольшей концентрации напряжений, в связи с действующими поперечными растягивающими напряжениями, близкими к предельным для данного композита. Очагами разрушения являются две наиболее нагруженные точки в зоне непосредственной близости пересечения диагонального ребра; начальное повреждение зарождается в диагональном ребре вследствие действия высоких поперечных растягивающих напряжений. Процесс разрушения при растяжении развивается в следующей последовательности – зарождение разрушения в виде растрескивания в некоторых зонах, прилегающих к узлам пересечения диагональных и продольных ребер; отрыв диагональных ребер от продольных; обрыв продольных ребер, потеря несущей способности всей конструкции.

При сдвиге процесс разрушения начинается в поперечном ребре, в зоне непосредственной близости пересечения с диагональным ребром в связи с высоким уровнем действующих продольных сжимающих напряжений. Зоны зарождения процесса разрушения расположены как на диагональном ребре в непосредственной близости пересечения с поперечным ребром, так и на поперечном ребре вблизи пересечения с диагональным ребром. Затем происходит разрушение поперечных ребер; потеря несущей способности и долом продольных ребер.

При изгибе процесс разрушения начинается на радиусе закругления конструкции в зоне стыка диагональных ребер вследствие поперечных и сдвиговых напряжений, по эквивалентному значению близкими к максимально допускаемому значению для связующего композита. Это вызывает растрескивание наиболее нагруженных зон, затем отрыв диагональных ребер от продольных, разрушение продольных ребер и потерю несущей способности

Динамика процесса разрушения конструкции всех типов образцов показана на рис.3.

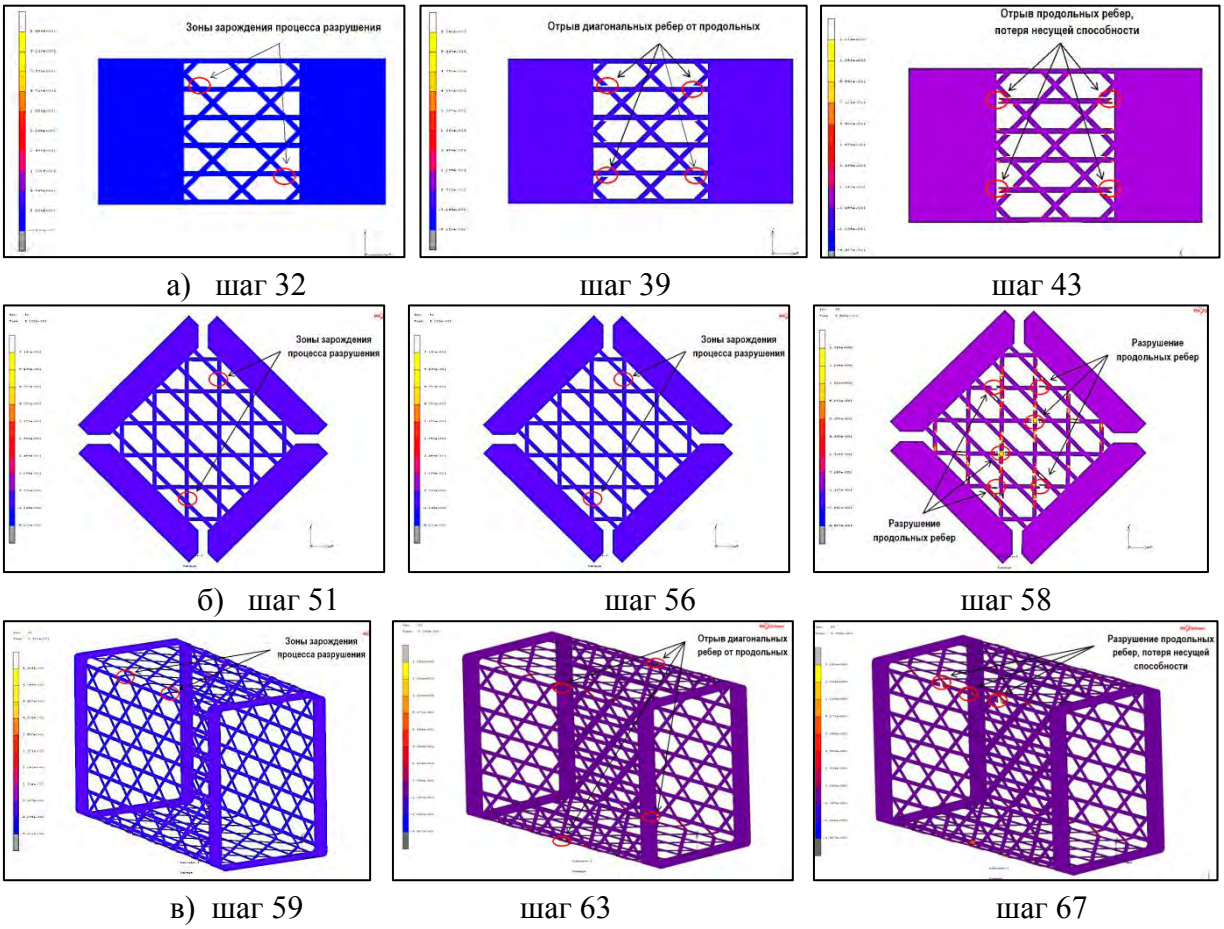


Рис.3. Прогрессирующие разрушение в сетчатых углепластиковых элементах при растяжении (а), сдвиге (б) и изгибе (в)

Вывод. Важнейшей конструктивно-технологической проблемой при создании эффективной композитной анизогридной конструкции является обеспечения прочности и трещиностойкости в узлах пересечения спиральных и кольцевых ребер как критической области сетчатой структуры.

Литература

1. Zhang B., Zhang J., Wu Z., Du S. A load reconstruction model for advanced grid-stiffened composite plates // Composite Structures. 2008. v.82, pp. 45-54.
2. Azikov N. S., Zinin A. V. A Destruction Model for an Anisogrid Composite Structure // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2018. – Vol. 47. – No 5. – P. 427-433.
3. Azikov N. S., Zinin A. V., Alipov A. E., Kosarev V. A. Effective Application of an Anisogrid Composite to Design the Components of the Aircraft Wing Structure // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2021. Vol. 50. No Suppl. 1. – pp. S23-S31.
4. Gaidarzhi Y. V., Zinin A. V., Azikov N. S. Numerical Simulation and Analysis of the Strength and Stability of Waffle Casing // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2021. – Vol. 50. – No 8. – P. 687-694.
5. Kim Y., Kim I., Park J. An approximate formulation for the progressive failure analysis of a composite lattice cylindrical panel in aerospace applications // Aerospace Science and Technology. 2020. v.106, p.106212.

УДК 539.26

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПЛОТНЫХ МЕМБРАННЫХ ФИЛЬТРОВ НА ОСНОВЕ ПАЛЛАДИЯ С РАЗЛИЧНЫМИ ЛЕГИРУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

THE SURFACE MORPHOLOGY OF DENSE MEMBRANE FILTERS DEPENDING ON THE GRADE OF PALLADIUM ALLOYING ELEMENT

Акимова О.В.[1]– к.ф.-м.н., научный сотрудник, **Каминская Т.П.**[1]– к.т.н., доцент, **Попов В.В.**[1]– к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, **Горбунов С.В.**[2]– младший научный сотрудник

[1]Московский Государственный Университет им. М.В. Ломоносова, Москва

[2]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова (ИМЕТ РАН), Москва

Abstract. In this work, studies of the surface of membrane filters with a thickness of 50 microns were performed using optical and scanning electron microscopy. Differences in its morphology depending on the palladium alloying element are shown.

Key words: membranes alloys based on palladium,surface,hydrogen

Аннотация. В работе выполнены исследования поверхности мембранных палладиевых фильтров толщиной 50 мкм, выполненные методами оптической микроскопии и сканирующей электронной микроскопии. Показаны существенные различия в морфологии в зависимости от элемента легирования палладия.

Ключевые слова: мембранные сплавы на основе палладия, поверхность, водород

Легирующие элементы различного сорта добавляются к палладию для улучшения характеристик металлических систем на его основе [1-3]. В зависимости от сорта элемента легирования сплавы востребованы в различных технологических процессах и отраслях, а именно: в контактной индустрии (микросхемы), пищевой промышленности, фармакологии, водородной энергетике.

Уникальные свойства сплавов на основе палладия по избирательной водородопроницаемости определили их особую востребованность в процессах диффузионной сепарации водорода высокой степени чистоты [1,2]. Эти сплавы не имеют альтернативы при изготовлении плотных диффузионных фильтров-мембран для технологических циклов сепарации водорода высокой степени чистоты (99.9999%) из водородсодержащих газовых сред. Наиболее интенсивное воздействие в технологических процессах сепарации водорода и очистки от примесей [1-4] испытывает поверхность мембранных фильтров, поэтому ее морфологии [5], параметру микротвердости [4], развитию микротрещин уделяется особое внимание.

В настоящей работе проведены исследования поверхности мембранных фильтров, изготовленных методом электродугового сплавления из металлов высокой степени чистоты (99.95%) [4,6]. Образцы представляли собой пластины-мембраны толщиной 50 мкм. Подробное описание методики их изготовления приведено в работах [4,6]. В настоящей работе изучалась поверхность мембран из сплавов палладия с рутением, иттрием и свинцом. Добавление перечисленных элементов к палладию имеет и положительные и отрицательные качества. С одной стороны, улучшается водородопроницаемость мембранных фильтров [3,4,6], с другой-каждый из элементов вносит характерные искажения к кристаллическую решетку металла-поглотителя и формирует особую, обусловленную его присутствием, подсистему дефектов [3,6,7]. Сведения в литературе по формированию подсистем дефектов в мембранных сплавах при внесении в палладий различных легирующих добавок малочисленны и отсутствует их

систематизация. При этом актуальность создания экспериментальной базы по прочностным характеристикам мембранных фильтров и надежности их работы не вызывает сомнений.

Исследования поверхности в настоящей работе выполнены на растровом электронном микроскопе (РЭМ) высокого разрешения Supra_MSU при ускоряющем напряжении 10 кВ и на модернизированном оптическом микроскопе МКД-Р фирмы ЛОМО (Ленинград) с видеокамерой, соединенной с компьютером. В последнем случае оптический луч был направлен к поверхности образцов перпендикулярно. Снимки обрабатывались программой Toup View 3.7 For Digital Camera. Проведение исследования поверхности металлических систем на оптическом микроскопе дало возможность увидеть состояние поверхности сравнительно большой площади (Рис. 1).

На рис. 1 показаны особенности формирования рельефа поверхности мембранных фильтров в зависимости от сорта и концентрации элемента легирования палладия. В рассматриваемых в работе сплавах наблюдается дендритная укладка ламелей, для каждого легирующего элемента она принимает определенные черты. Так, в случае мембранного сплава Pd-Pb (2.18± 0.1 at.%)(рис. 1(а))) наблюдается укладка ламелей (с периодом от 4 до 18 мкм, пример последних отмечен красными линиями на рис. 1 (а)).

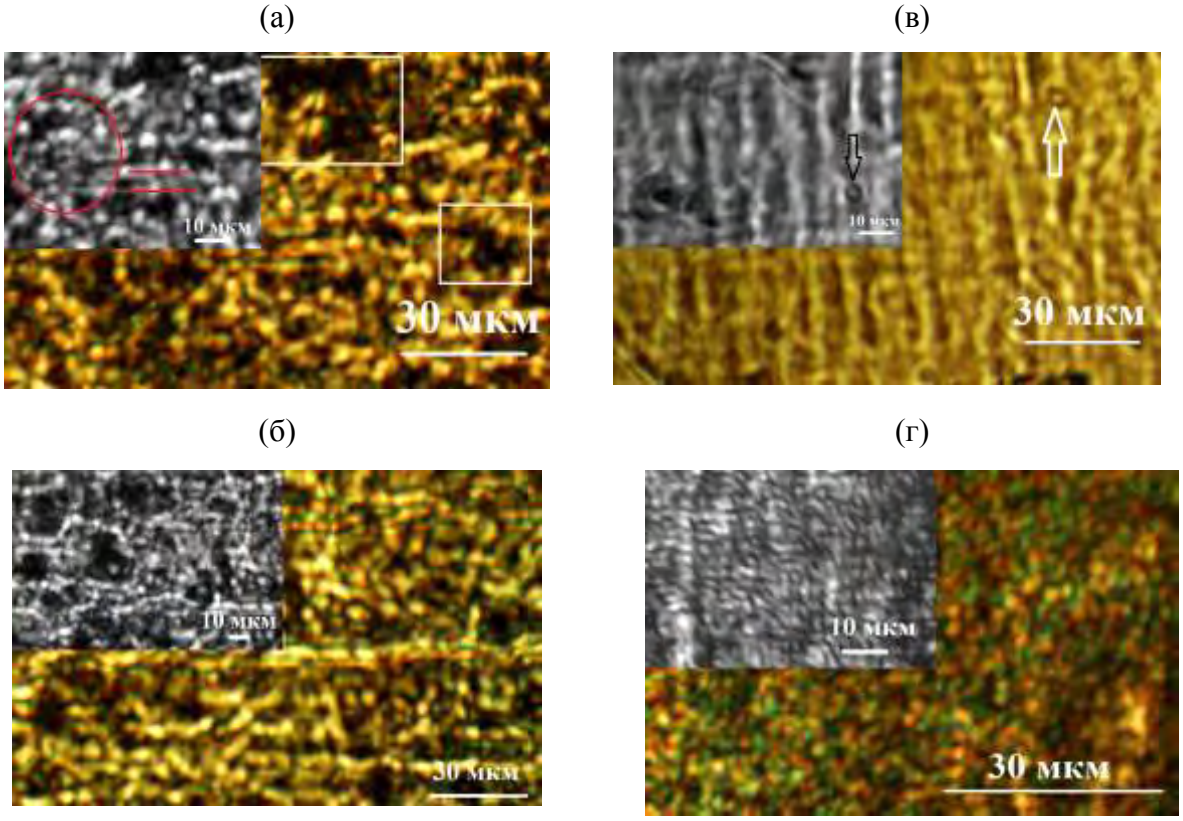


Рис. 1. Оптические снимки поверхности мембранных фильтров. Элементы легирования палладия: (а) Pb (2.18± 0.1 at. %); (б)-Pb (2.18± 0.1 at. %)↔H; (в)-Ru (7.07± 0.1 at.%)↔H; (г)-Y (5.65± 0.1 at %)↔H.

Длина ламелей прямолинейной укладки составляет от 86 мкм до 168 мкм. Ширина приграничной дефектной зоны зерен от 7 мкм до 11 мкм. Выявлена и радиальная укладка структурных элементов. Она выделена в окружности на рис. 1 (а). Центром такой укладки является либо интерметаллидное включение либо воронкообразное изъязвление поверхности диаметром в среднем 8 мкм.

После обратимого легирования сплава водородом из газовой среды, условия 573 К и 16 атм., более подробно в работе [5], дендритная укладка ламелей на поверхности (рис. 1 (б)) установлена с периодом от 6 до 38 мкм. Длина ламелей прямолинейной укладки составила от 18 мкм до 172 мкм. Радиальная укладка встречается

чаще, чем до гидрирования, диаметр ее центральной части увеличился, размеры от 10 мкм до 28 мкм. Ширина приграничной дефектной зоны зерен от 4 до 6 мкм.

Известно, что различия подсистем дефектов, формируемые различиями в сорте и концентрации компонентов легирования, влияют на показатели микротвердости поверхности и водородопроницаемости мембранных фильтров [2,4]. В работе [5] мы отмечали склонность сплава Pd-Pb (2.18± 0.1 at. %) к формированию высокоугловых границ зерен, вакансионных воронок в теле зерен и дисперсным упрочняющим включениям. Сплав мало изученный, в ряду мембранных систем [3], можно сказать, молодой. Проведенные нами углубленные исследования поверхности мембранных фильтров, прошедших однократное обратимое легирование водородом, показали, что при сравнении легирования палладия свинцом, иттрием и рутением, наименее дефектные границы зерен наблюдаются в случае сплава Pd-Ru (7.07± 0.1 at.%). Оптические снимки их не выявили. Ламели поверхности в этом сплаве имеют размеры от 10 до 16 мкм, интерметаллидные включения строгой округлой формы и формируют две размерные группы: диаметром 2.6 мкм и 6.7 мкм. Воронкообразные включения имеют размеры от 3.7 мкм до 6 мкм.

Для сплава палладия с иттрием (5.65± 0.1 at %) наблюдаем наиболее мелкодисперсное формирование ламелей (рис. 1 (г)), свидетельствующее о плотных дислокационных стенках. Эти ламели плотной укладки, расстояние между ними от 2.7 мкм до 3.6 мкм, имеют длину от 3.7 мкм до 6 мкм.

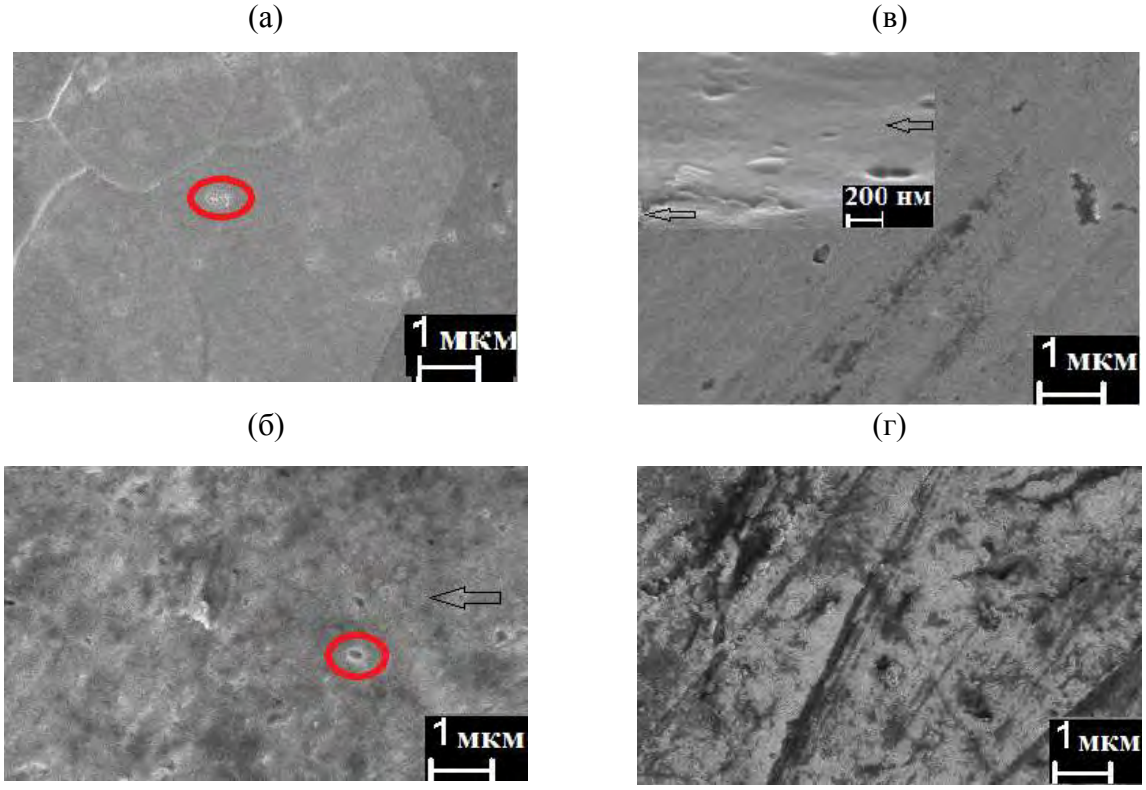


Рис. 2. Снимки поверхности мембранных сплавов, выполненные методом сканирующей электронной микроскопии. Легирование палладия: (а) Pb (2.18± 0.1 at. %); (б)- Pb (2.18± 0.1 at. %)↔H; (в)-Ru (7.07± 0.1 at.%)↔H; (г)-Y (5.65± 0.1 at %)↔H.

При работе с РЭМ отдельные элементы поверхности видны более детально (рис. 2) с помощью детектора Inlens. На поверхности сплава Pd-Pb (2.18±0.1 at.%) видны воронкообразные изъязвления (в рамке пример), свидетельствующие о склонности состава к кавитации. После обратимого легирования водородом число воронок возросло (рис. 2(б)), их форма стала более правильно-округлой. Границы зерен видны слабо, но последний фактор мы относим к более низкому качеству полученного изображения поверхности. Тем не менее, границы видны, и мы их приводим, так как при легировании

палладия рутением и иттрием на снимках аналогичного масштаба границы зерен не выявлены (рис. 2 (в), (г)). Высокоугловые границы зерен-характерная черта сплавов системы палладий-свинец [7]. Для сплава Pd-Ru (7.07± 0.1 at.%) на врезке в рис. 2(в) приведен снимок поверхности, выполненный под углом в 70°, где получено выявление границ зерен -указывают стрелки.

Результат нашей работы имеет как прикладное, так и фундаментальное значение для анализа и систематизации причин изменения микротвердости поверхностей мембранных фильтров. Наличие экспериментального материала позволит успешнее формировать управление этими изменениями.

Мембраны изготовлены по гос. заданию. №75-00328-22-00.

Литература

1. *G.J. Grashoff, C.E. Pilkington, and C.W. Corti,* Platinum Metals Rev., 1983, 27, 157–169.
2. *G.S. Burkhanov, N.B. Gorina, N.B. Kolchugina, and N.R. Roshan,* Platinum Metals Rev., 2011, 55, 3–12.
3. *J.J. Conde, M. Maroño, J.M. Sánchez-Hervás*, Separation & Purification Reviews, 2017, 46, 152-176.
4. *S.V. Gorbunov, S.V. Kannykin, T.N. Penkina, N.R. Roshan, E.M. Chustov*, *and G.S. Burkhanov*. Russian Metallurgy (Metally), 1, 2017, 54–59.
5. *O.V. Akimova, R.D. Svetogorov, and S.V. Gorbunov,* Key Engineering Materials, 2021. 910, 767-772. doi:10.4028/p-j60795
6. *Г.С. Бурханов, Н.Б. Горина, Н.Б. Кольчугина, Н.Р. Рошан,* Ж. Рос. хим. об-ва им. Д. И. Менделеева. 2006. Т. 50, 36-40.
7. *О.В. Акимова, Н.Р. Рошан, С.В. Горбунов,* Сборник материалов конференции. Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование (ICMSSTE 2022). Изд. дом КФУ Симферополь, 2022, 8-15. ISBN 978-5-6047625-2-3

УДК 621.892

СМАЗОЧНЫЙ МАТЕРИАЛ КАК КОНСТРУКЦИОННЫЙ ЭЛЕМЕНТ УЗЛА ТРЕНИЯ: О КРИТЕРИИ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СМАЗОЧНЫХ МАСЕЛ, ЛЕГИРОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ УГЛЕРОДА

LUBRICANT AS A STRUCTURAL ELEMENT OF THE FRICTION UNIT: ON THE CRITERION OF DURABILITY OF LUBRICANT OILS ALLOYED WITH CARBON NANOPARTICLES

Албагачиев А.Ю. [1] – д.т.н., зав. отделом «Трение, износ и смазка. Трибология», **Буяновский И.А.**[2] – д.т.н., г.н.с. «Лаборатории методов смазки машин», **Тохметова А.Б.** [3] – м.н.с. «Лаборатории узлов трения для экстремальных условий»
[1,2,3]Институт машиноведения имени А.А. Благонравова ИМАШ РАН, Москва
e-mail: aygerim.tokhmetova@mail.ru

Abstract. An equation is proposed for estimating the durability of a lubricating medium in a heavily loaded friction unit. The durability of Mobil Ultra SAE 10W - 40 engine oil and the same oil with C_{60} fullerene additives was evaluated. Based on these values, a criterion for the durability of lubricants in friction units has been constructed, which makes it possible to assess the rationality of introducing insoluble nano-additives into the lubricating medium. The possibility of increasing the antifriction characteristics of the studied motor oil by doping these oils with C_{60} fullerene additives has been confirmed.
Key words: engine oil, C_{60} fullerene, durability, durability criterion, environmental problems, chemically active additives, dispersion-colloidal systems.

Аннотация. Предложено уравнение для оценки долговечности смазочной среды в тяжелонагруженном узле трения. Оценена долговечность моторного масла Mobil Ultra SAE 10W – 40 и того же масла с добавками фуллерена C_{60}. На основе этих значений построен критерий долговечности смазочных материалов в узлах трения, который позволяет оценить рациональность введения в смазочную среду нерастворимых нанодобавок. Подтверждена возможность повысить антифрикционные характеристики исследуемого моторного масла за счёт легирования этих масел добавками фуллерена C_{60}.
Ключевые слова: моторное масло, фуллерен C_{60}, долговечность, критерий долговечности, экологические проблемы, химически активные присадки, дисперсионно-коллоидные системы.

Введение. В настоящее время, когда проблема импортзамещения стала особенно актуальной, созданию новых высокоэффективных смазочных материалов и обеспечению адекватности их соответствия условиям работы трибосопряжений придаётся особое значение. Смазочный материал теперь рассматривается как полноправный конструкционный элемент узла трения, и его выбору придаётся не меньшее значение, чем оптимальному выбору материалов трущихся деталей этого узла. Требуемый уровень функциональных свойств современным смазочным материалам, включая моторные масла, обеспечивают вводимые в их состав маслорастворимые присадки, представляющие собой соединения, содержащие такие химически активные элементы, как сера, фосфор, хлор и т.д. Только трибологически активных присадок в современных моторных маслах содержится до 5-7%. Изготовление, применение, хранение и утилизация масел, содержащих такие присадки, отрицательно влияет на экологию, а также вызывает при высоких температурах коррозию цветных металлов [1]. Этого недостатка лишены масла, в которых вместо маслорастворимых химически активных присадок вводят твёрдые нерастворимые в масле микро- и нанодобавки и которые, в зависимости от их

дисперсности, представляют собой широкую линейку дисперсных систем – от суспензий до дисперсно-коллоидных систем [2 – 6]. Проведённые авторами [2 – 6] исследованиями на лабораторных установках и стендах экспериментально установлено, что добавки микро/наночастиц обеспечивают заметное повышение вязкостных, антифрикционных и противоизносных характеристик исследуемых масел. Особый интерес представляют результаты работ [5-6], согласно которым значительное повышение трибологических характеристик исследуемых масел происходит при легировании их наночастицами углерода – фуллереном C_{60}, что, по-видимому, объясняется его способностью образовывать защитные плёнки на поверхностях трения, его высокой упругостью и прочностью, высокой химической стабильностью и слабыми межмолекулярными воздействиями, а также – его квазисферической формой [7]. Однако до сих пор не построен критерий, позволяющий оценить долговечность функционирования смазочных масел [8, 9], легированных фуллереном C_{60}, так что оценка рациональности легирования этим фуллереном моторного масла на стадии проектирования по табличным данным и данным простых лабораторных экспериментов невозможна.

Цель предлагаемой статьи – построение критерия для оценки долговечности нелегированного моторного масла по сравнению с долговечностью того же моторного масла, легированного фуллереном C_{60}.

В качестве исследуемого моторного масла для данного исследования выбрано широко применяемое полусинтетическое масло Mobil Ultra SAE 10W – 40 со следующими характеристиками: μ = 0,036 Па·с, с = 2000 Дж/(кг·м^3), ρ = 886 кг/м^3. В данной работе испытовались следующие смазочные материалы: моторное масло, моторное масло + 0,2% C_{60}, моторное масло + 1% C_{60}, моторное масло + 2% C_{60}.

Построение модели. Выведена формула для определения долговечности $t_д$ смазочного слоя с нанодобавкой в зависимости от температуры, физико – механических свойств и вязкости с помощью анализа размерностей [10]. На основании анализа теоретических и экспериментальных работ, были выявлены параметры, влияющие на долговечность смазочного слоя, и составлено параметрическое уравнение для определения долговечности смазочной среды $t_д$

$$t_д = f(\theta, \rho, c, \mu), \quad (1)$$

где θ – температура смазочной среды, ℃, ρ – плотность смазочного среды, кг/м^3, c – теплоемкость смазочного среды, Дж/(кг·м^3), μ – вязкость смазочного среды, Па·с.

Задача состоит в получении показателей $\alpha, \beta, \gamma, \varepsilon$ в формуле

$$t_д = \theta^{\alpha}, \rho^{\beta}, c^{\gamma}, \mu^{\varepsilon}. \quad (2)$$

Выпишем размерность входящих в (1) физических величин:

$$[t_д] = T; [\theta] = \Theta;\ [\rho] = M \cdot L^{-3};\ [\mathrm{c}] = L^2 \cdot T^{-2} \cdot \Theta^{-1};\ [\mu] = M \cdot L^{-1}T^{-1}. \quad (3)$$

Из (3) видно, что $N = 4, K = 3, N - K = 1$, т.е. комбинация вида (1) единственная, поскольку имеем четыре физические величины, выраженные через три основные единицы. Подставим теперь размерности θ, ρ, c и μ в искомую зависимость (2):

$$T^1 = \Theta^{\alpha} M^{\beta} T^{-\beta} L^{-\beta} M^{\gamma} L^{-3\gamma} T^{-2\varepsilon} L^{2\varepsilon} \Theta^{-\varepsilon} \quad (4)$$

Равенство (4) может выполняться, только если показатели степеней у T, M, L и Θ с обеих сторон равенства одинаковы, т.е. если выполняются условия:

$$\begin{cases} \alpha - \varepsilon = 0 \\ \beta + \gamma = 0 \\ -\beta - 2\varepsilon = 1 \\ -\beta - 3\gamma + 2\varepsilon = 0 \end{cases} \Rightarrow \begin{cases} \alpha = \varepsilon \\ \beta = -\gamma = -1 - 2\varepsilon \\ \gamma = 1 + 2\varepsilon \\ 1 + 2\varepsilon - 3 - 6\varepsilon + 2\varepsilon = 0 \end{cases} \Rightarrow \alpha = -1, \beta = 1, \gamma = -1, \varepsilon = -1.$$

Подставим найденные значения показателей в (2) и получим:

$$t_{\text{д}} = \frac{\mu}{\theta \rho \text{c}}. \quad (5)$$

Исходя из (3), критерий долговечности смазочного слоя имеет следующий вид:

$$\frac{t_{\text{д}_1}}{t_{\text{д}_0}} = \frac{\frac{\mu_1}{\theta_1 \rho_1 c_1}}{\frac{\mu_0}{\theta_0 \rho_0 c_0}} = \frac{\text{C}_\mu}{\text{C}_\theta \text{C}_\rho \text{C}_\text{c}}, \quad (6)$$

где $C_\mu = \frac{\mu_1}{\mu_0}, C = \frac{\theta_1}{\theta_0}, \ C_\rho = \frac{\rho_1}{\rho_0}, \ C_c = \frac{c_1}{c_0}, \ t_{\text{д}_0}, t_{\text{д}_1}$- долговечность моторного масла и того же масла с добавками фуллерена C_{60} , μ_0, μ_1 – вязкость моторного масла и того же масла с добавками фуллерена C_{60}, θ_0, θ_1- температура моторного масла и того же масла с добавками фуллерена C_{60}, ρ_0, ρ_1 – плотность моторного масла и того же масла с добавками фуллерена C_{60}, c_0, c_1 – теплоемкость моторного масла и того же масла с добавками фуллерена C_{60}.

Температура смазочной среды рассчитывалась по следующей формуле:

$$\theta(z,t) = \frac{\alpha \tau \upsilon_0 \sqrt{a}}{\lambda \sqrt{\pi}} \left(1 - \frac{z}{H}\right) \left\{ \frac{2e^{-\frac{z^2}{4at}} \sqrt{t}}{\sqrt{\pi}} - \frac{z}{\sqrt{a}} + \frac{z \, \text{erf}\left(\frac{z}{2\sqrt{at}}\right)}{\sqrt{a}} \right\}. \quad (7)$$

где a – температуропроводность, м^2/с; z – координата; λ – теплопроводность смазочного материала, Дж/м· ℃; α – коэффициент распределения теплоты между смазкой и вращающейся поверхностью, τ_1 – напряжения сдвига, Па; υ_0 – скорость подвижной поверхности, м/с; Н – зазор, м.

Формула для динамического коэффициента вязкости выглядит следующим образом [11]:

$$\mu = \mu_0(1 + 2{,}5\varphi + 6{,}2\varphi^2), \quad (8)$$

где φ – концентрация фуллеренов в моторном масле.

Результаты исследований. Проведенные расчеты температуры смазочного слоя (табл. 1) показали, что увеличение фуллеренов C_{60} в моторном масле приводит к снижению температуры смазочного слоя. В процессе исследований величина плотности и теплоемкости смазочного слоя менялась незначительно.

Исходя из табл. 2, можно сделать вывод, что рост концентрации фуллеренов C_{60} приводит к увеличению долговечности смазочного слоя.

Таблица1. Расчетная температура из расчетных данных

Исследуемые смазочные материалы	$\boldsymbol{\theta}$, ℃
Моторное масло	82,58
Моторное масло + 0,2% C_{60}	82,37
Моторное масло + 1 % C_{60}	82,12
Моторное масло + 2 % C_{60}	81,56

Таблица2. Критерий долговечности смазочного слоя

Исследуемые смазочные материалы	**Критерий долговечности** $\frac{t_д}{t_{д0}}$
Моторное масло + 0,2% C_{60}	1,2469
Моторное масло + 1 % C_{60}	1,4571
Моторное масло + 2 % C_{60}	1,7355

Выводы. Построен критерий оценки долговечности смазочного слоя на базе метода анализа размерностей. Из проведенных расчетов следует, что введение наночастиц C_{60} приводит к росту долговечности смазочного слоя. Следовательно, что легирование масла фуллереном может быть рекомендовано и это не потребует ухудшения экологического состояния рассматриваемой местности.

Литература

1. ЕвдокимовА.Ю., Фукс И.Г., Любинин И.А. Смазочные материалы в техносфере и биосфере: экологический аспект. К.: Атика-Н. 2012. – 292 с.
2. Горленко А.О. Эффективность применения дисульфида молибдена в качестве антифрикционного компонента смазочных масел / А.О. Горленко, И.Л. Шупиков, М.И. Прудников // Вестник Брянского государственного технического университета. 2014. - № 1 (41). – с.18 – 22.
3. Албагачиев А.Ю. Серпентины – как добавки к маслам: эффективность и механизм смазочного действия / А. Ю. Албагачиев, И. А. Буяновский, А. В. Дунаев, А. А. Гвоздев, В. Д. Самусенко // //Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2021. № 5. – С. 89- 99.
4. Задошенко Е.Г. Влияние наночастиц Fe_3O_4 на вязкостные и триботехнические характеристики олеиновой кислоты. – В кн.: Трибология-машиностроению. Сборник трудов XIII Международной научно-технической конференции 14 – 16 октября 2020 г. – М.: ИМАШ РАН. 2020. - С. 114-118.
5. Яхьяев Н.Я. Новая смазочная композиция для модификации поверхностей трибосопряжений судового малоразмерного дизеля / Н.Я. Яхьяев, Ж.Б. Бегов, Ш.Д. Батырмузаев // Вестник АГТУ. Сер.: Морская техника и технология, 2009. – № 1. – 251 – 255.
6. Тохметова А.Б., Михеев А.В., Тананов М.А. Исследование трибологических свойств моторного масла с содержанием фуллеренов//Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2022. № 4. – С. 108- 112.
7. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику. М.: Машиностроение. 2007. – 496 с.
8. Канарчук, В.Е. Долговечность и износ двигателей при динамических режимах работы. – Киев: Наукова думка, 1978. – 256 с.
9. Калимуллин Р.Ф. Концепция повышения долговечности автомобильных двигателей при эксплуатации // Вестник Оренбурского государственного университета.2015. – № 9 (184). – С.144 – 156.
10. Виноградов В.Н. Изнашивание при ударе / В.Н. Виноградов, Г.М. Сорокин, А.Ю. Албагачиев // Москва: Машиностроение, 1982. – 192 с.
11. Морозова М.А. Теплопроводность и вязкость наножидкостей.: дис. канд. физ. – мат. наук: 01.04.14 / Автор Морозова Марина Анатольевна. -Новосибирск, 2019. - 103 с. - Библиогр.: с.26.

УДК 539.42

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЕТВЛЕНИЯ ТРЕЩИНЫ В СТАЛИ

REGULARITIES OF CRACK BRANCHING IN STEEL

Алексеев А.А. – к.т.н., с.н.с.
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН им. В.П. Ларионова, Якутск

Abstract. One of the little-studied problems of modern mechanics and the physics of fracture is the branching of the crack, which is observed in materials of a different nature. For this research a technique for measuring the crack speed has been developed. Experimental work has been carried out to investigate the branching of a crack in the fracture of steel thin-walled structures, crack velocity measurement by method of breaking of current-carrying strips with rectilinear propagation and branching of a crack.
Keywords: Shell (vessel), steel, crack, branching, velocity.

Аннотация. Одной из малоизученных проблем современной механики и физики разрушения является ветвление трещины, которое наблюдается в материалах различной природы. Для её исследования, разработана методика измерения скорости трещины. Проведены экспериментальные работы по исследованию ветвления трещины при разрушении стальных тонкостенных конструкций, измерению скорости трещины методом разрыва токопроводящих полос при прямолинейном распространении и ветвлении трещины.
Ключевые слова: Сосуд, сталь, трещина, ветвление, скорость.

Одной из малоизученных проблем современной механики и физики разрушения твердого тела является ветвление трещины, которое наблюдается в таких кристаллических и аморфных материалах, как стекло, сталь, алюминий, полимеры и скальные породы [1-9].

Для экспериментального определения (измерения) скорости трещины в сталях при переходе трещины от прямолинейного распространения к режиму ветвления была проведена серия испытаний на разрушение внутренним давлением стальных тонкостенных цилиндрических оболочек (сосудов) из стали 20, изготовленных из бесшовной трубы длиной 1500 мм, диаметром 159 мм с толщиной стенки 5 мм, с приваренными сферическими днищами толщиной 5 мм. В центральной части оболочки, наносился искусственный дефект – продольный надрез глубиной, шириной по 1,5 мм, длиной 50 мм. Нагружение сосуда внутренним давлением осуществлялось в результате расширения замерзающей воды – наполненный жидкостью и герметизированный сосуд охлаждался при отрицательной температуры до разрушения.

Для оценки скорости трещины на различных этапах распространения и ветвления трещины была проведено измерение скорости трещины методом разрыва токопроводящих полос, создана установка (рис. 1) на основе быстродействующей платы АЦП для шины PCI ЛА-н10М8-100 и прецизионного преобразователя сигналов термометров сопротивления и термопар «Теркон», соединенных с компьютером. Преобразователь «Теркон» использовался для измерения температуры поверхности трубы и окружающей среды. Система токопроводящих полос, резисторов использовалась для измерения скорости трещины [10].

При испытаниях цилиндрических оболочек распространение трещины во всех случаях инициировалось от надреза. Длительность экспериментов составляла от 8 до 10 ч в зависимости от температуры наружного воздуха, объема жидкости в цилиндрической оболочке. При разрушении цилиндрических оболочек трещина продвигалась от надреза прямолинейно от надреза в обе стороны, при увеличении скорости трещина начинала искривлять траекторию, затем происходило ветвление трещины. Ветвление трещины

сопровождалось образованием микроветвей под углом 8-10^0 к основной трещине, как до, так и после ветвления основной трещины, углы ветвления трещины составляют 40-60^0, что значительно больше углов микроветвлений. Измерения скорости показали, что в стали при прямолинейном распространении скорость трещины составляет 350-500 м/с, при ветвлении трещины скорость трещины составляет 530-746 м/с (рис. 2).

Данные результаты скоростей трещины в стали, коррелируют с данными испытаний образцов из полиметилметакрилата, где скорость ветвления одиночной трещины составляет 500 м/с, при множественном ветвлении трещин при параллельном движении фронта нескольких трещин 750-920 м/с [11].

Таким образом, данные результаты показывают, что скорость ветвления трещины является критическим (предельным) значением скорости распространения трещины (V^*=500–800 м/с в хрупких пластиках, V^*=750 м/с в стали), также данные скорости коррелируют друг с другом.

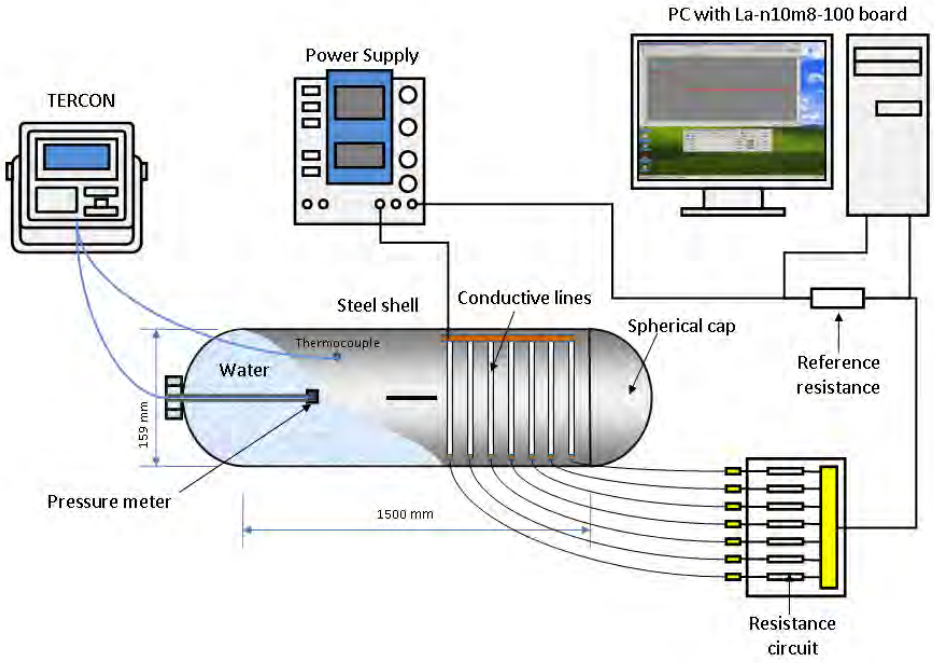


Рис. 1. Схема измерительной установки

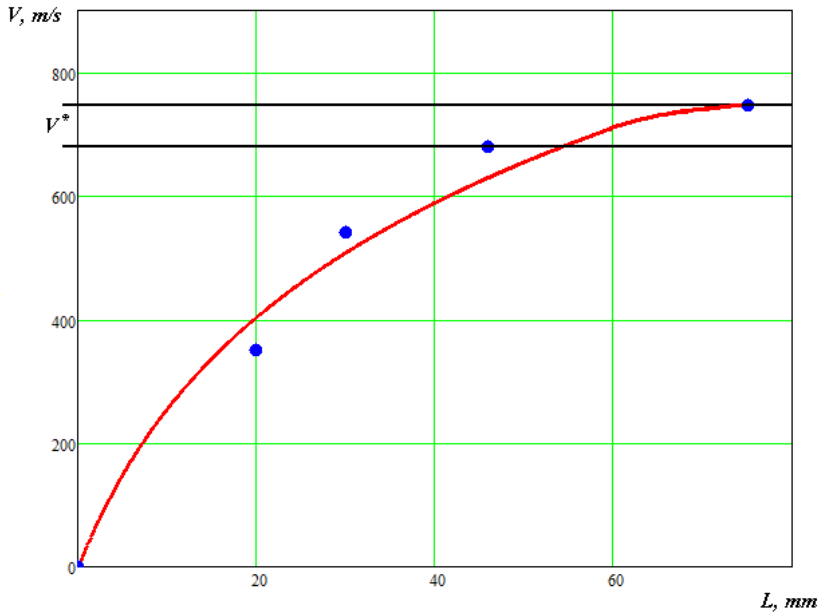


Рис. 2. Скорости трещины V по ее длине L

Литература

1. Финкель В.М. Физика разрушения. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
2. Немец Я., Серенсен С.В., Стреляев В.С. Прочность пластмасс. М.: Машиностроение, 1970. 335 с.
3. Ravi-Chandar K., Knauss W.G. An experimental investigation into dynamic fracture. III. On steady-state crack propagation and crack branching. International Journal of Fracture. 1984. №26. P. 141-154.
4. Sharon E., Fineberg J. Microbranching instability and the dynamic fracture of brittle materials. Physical Review B. 1996. V.54, №10. P. 7128-7139.
5. Бедий И.Н. Исследование кинетики трещин в ПММА методом динамической фотоупругости // Проблемы прочности. 1991. № 9. С. 40-46.
6. Наймарк О.Б., Баранников В.А., Давыдова М.М. и др. Динамическая стохастичность и скейлинг при распространении трещины // Письма в ЖТФ. 2000. Т.26, вып. 6. С. 67-77.
7. Даффи А.Р., МакКлур Дж.М., Айбер Р.Дж., Мэкси У.А. Практические примеры расчета на сопротивление хрупкому разрушению трубопроводов под давлением. Разрушение. В 7 т, т. 5. М.: Машинострение, 1977. С. 146-209.
8. Сыромятникова А.С., Алексеев А.А., Левин А.И., Лыглаев А.В. Ветвление трещины в углеродистой стали. Механизмы разрушения // Деформация и разрушение материалов. 2009. №2. С. 25-30.
9. Alexeev A.A., Syromyatnikova A.S., Bolshev K.N., Ivanov V.A. Fracture mechanisms during crack branching. Part 2. Steel. World Applied Sciences Journal. 2013. 24(4). P. 421-428.
10. Алексеев А.А., Большев К.Н., Иванов В.А., Сыромятникова А.С., Большаков А.М., Иванов А.Р. Экспериментальное определение скорости ветвления трещины в стали // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 2. С. 45-48.
11. Большев К.Н., Алексеев А.А., Иванов В.А., Сыромятникова А.С., Большаков А.М., Андреев А.С. Экспериментальное исследование скорости ветвления трещины в полимерах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Том 84. №4. С. 60-65.

УДК 622.691.4

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ЗАДВИЖКИ ЗМС 65х35 ГАЗОВОЙ СКВАЖИНЫ

RESEARCH OF FRACTURE GAS WELL CRANE ZMS 65x35

Алексеев А.А. – к.т.н., с.н.с., **Сыромятникова А.С. –** к.ф.-м.н., в.н.с., **Иванов А.Р. –** к.т.н., зав. отделом

Институт физико-технических проблем Севера имени В.П. Ларионова СО РАН, Якутск

Abstract. Oil and gas production and processing facilities and the trunk pipeline system of the Republic of Sakha (Yakutia) have been built and are operating in the Arctic, where the elimination of the consequences of accidents requires significant material and time resources. The work considered the fatigue failure of a gas well valve during long-term operation. It is shown that frequent causes of accidents on metal structures in the Arctic during long-term operation are fatigue damage on tanks and gas pipelines, equipment in the oil and gas industry.
Keywords: Gas pipeline, reservoir, fracture, crack.

Аннотация. Объекты добычи, переработки нефти и газа, магистральные трубопроводы Республики Саха (Якутия) построены и функционируют в условиях Арктики, где ликвидация последствий аварий требует затрат значительных материальных и временных ресурсов. В работе рассмотрено, усталостное разрушение задвижки газовой скважины при длительной эксплуатации Показано, что частыми причинами аварий на металлоконструкциях Арктики при длительной эксплуатации, являются усталостные повреждения на резервуарах и газопроводах, оборудовании нефтяной и газовой промышленности.
Ключевые слова: Газопровод, резервуар, разрушение, трещина

Надежность, безопасность газопроводов, оборудования нефтяной и газовой промышленности особенно важна в условиях Арктики, где ликвидация аварий и катастроф требует значительных материальных и временных ресурсов. Климатические условия арктических регионов РФ, отличается низкими климатическими температурами и резкой континентальностью. Период температур ниже 0^0 С составляет около 210 суток, минимальная температура достигает 60^0 С ниже нуля, разность средних температур составляет 100^0 С. В зимний период обеспечение жизнедеятельности населенных пунктов с населением до 400 000 человек, промышленных и горнодобывающих производств (нефть и газ, каменный уголь, алмазы, золото) полностью зависит от обеспечения энергоресурсами (газ, нефтепродукты, каменный уголь).

Причины аварий на трубопроводах и оборудовании нефтяной и газовой промышленности в соответствии со сложившейся практикой разделяются на следующие группы [1, 2]:

- Внешние воздействия и брак при строительно-монтажных работах;
- Коррозионные повреждения;
- Дефекты производства, вызванные несовершенством технологии изготовления труб или их нарушением;
- Нарушение требований эксплуатации и ошибки персонала.

Каждую из этих групп можно детализировать по повреждениям и дефектам. В отдельную группу причин аварий и разрушений производственных объектов, можно объединить повреждения материала и конструкции, вызванные их длительной эксплуатацией, когда в металле и конструкции происходят необратимые изменения: коррозия металла; усталость металлов; ухудшение механических характеристик металла; ползучесть [3, 4, 5].

Так в ноябре 2005 г. на скважине Мастахского ГКМ после 25 лет (220 000 часов) эксплуатации разрушилась коренная задвижка ЗМС 65х35 фонтанной арматуры. В момент разрушения давление на устье арматуры составляло 10,5 МПа, а температура окружающего воздуха равнялась - 34^0 С. Общий вид разрушенной задвижки ЗМС 65х35 приведен на рис. 1. Разрушение произошло по зоне термического влияния сварного шва в области перехода от корпуса задвижки к фланцевому соединению в месте стыковки внутренних стальных цилиндров с технологическим изменением толщины, создающим концентрацию напряжений с внутренней стороны.

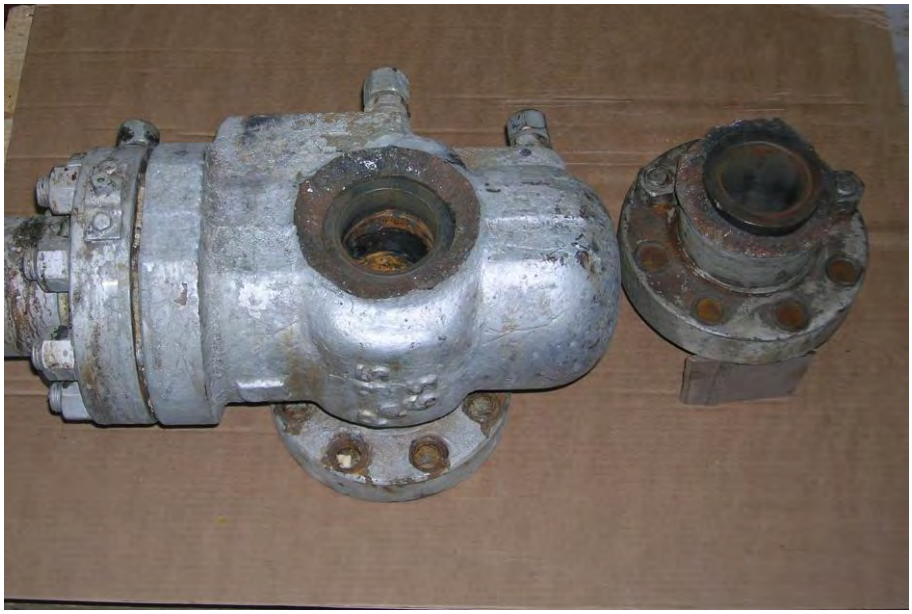


Рис.1. Вид разрушенной задвижки ЗМС 65х35

Корпус задвижки по данным химического анализа изготовлен из стали 30ХГС (ГОСТ 4543-71), и по механическим свойствам (определены путем пересчета значений твердости) удовлетворяет требованиям ГОСТ 8479-70 для данной марки стали: твердость по Бринеллю НВ =187, временное сопротивление σ_B = 650 МПа, предел текучести σ_T = 425 МПа.

Вид излома задвижки и схема излома приведены на рис. 2 и 3. Исследуемая поверхность излома полностью покрыта продуктами окисления, а часть поверхности - слоем нефтепродуктов, что свидетельствует о стадийности процесса разрушения детали. Поверхность излома содержит два расположенных рядом очага разрушения (рис. 2), зону ускоренного развития трещины и зону долома (рис. 3). Очаг разрушения, расположенный с внутренней стороны задвижки, состоит из слившихся многочисленных очагов усталостных микротрещин в виде характерных для малоцикловой усталости «язычков» (указаны на рис. 4 стрелками). Усталостное разрушение развивалось под влиянием пульсирующего внутреннего давления. Раскрытие трещины и окончательное разрушение происходили по направлению от внутренней поверхности детали к внешней.

Таким образом, проведенные исследования разрушения показали следующее: под влиянием внутреннего давления в области стыковки внутренних цилиндров с технологическим изменением толщины, создающим концентрацию напряжений, зародились источники многоочагового малоциклового усталостного разрушения; распространение усталостных микротрещин вызвало объединение двух близко расположенных зон усталостного разрушения, что вызвало раскрытие трещины, затем произошло катастрофическое хрупкое разрушение детали по всему сечению.

Анализ разрушений и повреждений объектов нефтяной и газовой промышленности при их длительной эксплуатации, показывает на износ и образование сложно обнаруживаемых методами неразрушающего контроля дефектов в конструкциях после

исчерпания нормативного срока эксплуатации, что подтверждается усталостным характером разрушения задвижки ЗМС 65х35, других случаев разрушения газопроводов и оборудования. Данные результаты показывают на необходимость развития и внедрения новых методов неразрушающего контроля оборудования и технических устройств, исчерпавших нормативный срок эксплуатации.



Рис. 2. Общий вид излома.

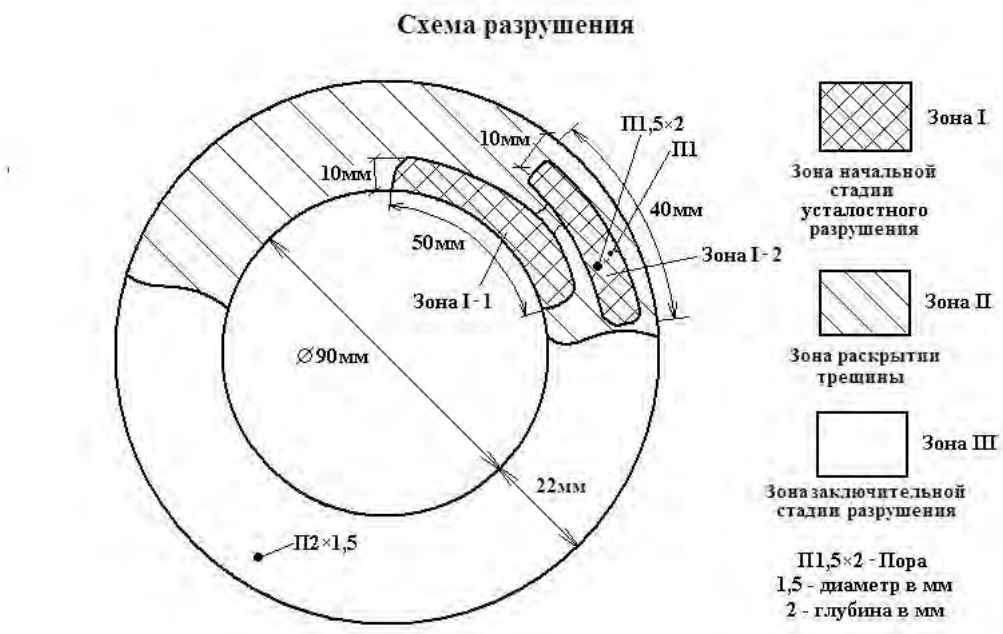


Рис.3 Схема излома, развития разрушения



Рис. 4. Очаги усталостного разрушения

Литература

1. С.Н. Мокроусов. Проблемы обеспечения безопасности магистральных и межпромысловых нефгазопродуктопроводов. Организационные аспекты предупреждения несанкционированных врезок // Безопасность труда в промышленности. 2006. №9. С. 16-19.
2. Смирнов А.Н., Герике Б.Л., Муравьев В.В. Диагностирование технических устройств опасных производственных объектов. Новосибирск: Наука. 2003. 244 с.
3. A.A. Alexeev, A.S. Syromyatnikova, A.M. Bolshakov, A.R. Ivanov. Fracture of a gas pipeline manufactured by high frequency current welding. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 1023. 2021. 012003. P. 1-6.
4. A. Syromyatnikova, A. Bolshakov, A. Ivanov, A. Alexeev, K. Bolshev, Ya. Andreev. The corrosion damage mechanisms of the gas pipelines in the Republic of Sakha (Yakutia). Structural Integrity Procedia. 20. 2019. P. 259-264.
5. A.A. Alekseev, K.N. Bol’shev, V.A. Ivanov, A.S. Syromyatnikova, A.M. Bol’shakov, A.R. Ivanov. Experimental determination of the rate of crack branching in steel. Russian Metallurgy (Metally). 2020. №10. P. 1222-1224.

УДК 602.17

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОЛЕЙ ПРИ НАПЛАВКЕ ПОКРЫТИЙ ЗАЩИЩАЮЩИХ ОТ ТЕПЛОВЫХ ПОТОКОВ

MODELING OF THERMAL FIELDS DURING SURFACING OF COATINGS PROTECTING AGAINST HIGH-SPEED PLASMA FLOWS

Алисин В.В. – к.т.н., в.н.с., **Рощин М.Н.** – к.т.н., в.н.с., **Лукьянов А.И.** – м.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва
e-mail vva-imash@yandex.ru

Abstract. The article presents the results of numerical simulation of the temperature distribution in a powder plasma coating during laser reflow by continuous laser radiation. The statement about the formation of the frame structure of the coating in the form of refractory particles of zirconium dioxide in the amount of 80% of the mass of the coating in a nickel-chromium metal bundle is substantiated, which allows keeping the heat-protective coating from the effects of high-speed plasma flow. The dependences of the melting temperature and time on the depth of the melt are investigated. The coating is designed to protect carbon composites from oxidation and ablation when exposed to high temperatures.

Key words: heat-protective coating, laser surfacing, coating temperature, protection of carbon composites

Аннотация. В статье приведены результаты численного моделирования распределения температуры в порошковом плазменном покрытии в процессе лазерного оплавления непрерывным лазерным излучением. Обосновывается утверждение о формировании каркасной структуры покрытия в виде тугоплавких частиц диоксида циркония в количестве 80% от массы покрытия в никель-хромовой металлической связке, что позволяет удержать теплозащитное покрытие от воздействия тепловых потоков. Исследуются зависимости температуры и времени плавления от глубины расплава. Покрытие предназначено для защиты углеродных композитов от окисления и абляции при воздействии высоких температур.

Ключевые слова: теплозащитное покрытие, лазерная наплавка, температура покрытия, защита углеродных композитов

Характеристики удельной прочности углеродных композитов привлекательны для массового применения в силовых конструкциях летательных аппаратов этих материалов. Воздействие высоких температур в кислородосодержащей атмосфере вызывает окисление и абляцию поверхности углеродного композита, для защиты которых перспективно применение порошковых покрытий на основе соединений циркония с добавками карбида кремния [1, 2]. Однако прочность связи между частицами порошка относительно мала. Воздействие высокоскоростных тепловых потоков приводит к отрыву отдельных частиц и механическому разрушению поверхности. Такие процессы имеют место во время полета летательного аппарата в атмосфере. Для изделий однократного применения такие разрушения не критичны, но для условий многоразового применения будут иметь катастрофические последствия. Однако применение порошковых покрытий на основе диоксида циркония перспективно для целей защиты поверхностей, потому что имеют хорошую ремонтопригодность и представляют простую систему послеполетного обслуживания и подготовке к повторному полету аппарата, что имеет решающее экономическое значение. Низкая способность углеродных волокон к адгезионному взаимодействию очень осложняет проблему защиты углеродного композита от окисления, особенно при высоких температурах, Изучению влияния температуры на адгезионную прочность покрытия посвящено много работ. В работе [3] для увеличения прочности адгезионной связи покрытия с основой используется лазерная микрообработка. Предложена лазерная обработка с помощью плазмы для получения микротекстуры в

работе [4] для повышения прочности сцепления между покрытием из диоксида циркония (ZrO_2) и нержавеющей сталью применена обработка поверхности наносекундным импульсным лазером. Покрытия ZrO_2 были изготовлены по технологии плазменного напыления. Для придания свойств теплозащитного покрытия необходимо увеличивать в составе покрытия доли порошка ZrO_2, обладающего высокой температурой плавления и низкой теплопроводностью, исследованы [5] адгезионная прочность и теплоизоляция наноструктурированных покрытий диоксида циркония, стабилизированных иттрием покрытий. Показано, что наноструктурированное покрытие YSZ имеет микроструктуру, состоящую из наноразмерных частиц и микроколоночных зерен. Микроструктура наноструктурированных покрытий предотвращает распространение трещин и повышает прочность сцепления. Для придания свойств теплозащитного покрытия необходимо увеличивать в составе покрытия доли порошка ZrO_2, обладающего высокой температурой плавления и низкой теплопроводностью. В работе исследована [6] прочность адгезии покрытия из порошков Ni и Ti, нанесенных на подложку из мягкой стали с помощью технологии атмосферного плазменного напыления. Рентгеновский анализ выявил различные интерметаллические и оксидные образования в покрытии, что улучшает смачиваемость пластин.

Целью исследования является разработка теплозащитного покрытия с повышенной стойкостью к разрушению при воздействии тепловых потоков за счет создания каркасного типа покрытия, образованного включением в состав покрытия металлического сплава на основе никель-хром с последующим оплавлением покрытия мощным CW-лазером.

Материалы и оборудование

Исследовался процесс лазерного оплавления покрытия из порошков ZrO_2 и никель-хромового сплава в различном процентном соотношении. Контрольные эксперименты по лазерному оплавлению выполнялись на CW-лазере с вариацией технологических параметров. Методика численных расчетов тепловых полей в процессе лазерного оплавления приведена в [7].

Результаты и их обсуждение

Экспериментально установлено, что для условий проведения опытов оптимальная плотность мощности лазерного излучения в световом пятне составляет $2*10^7$ Вт/м^2**.** Рассмотрено двухслойное полуограниченное тело с покрытием толщиной h расположенным на подслое хрома, на который воздействует тепловой источник с плотностью мощности лазерного излучения q_0, и временем действия $t_н$. Поглощенная энергия лазерного излучения поверхностью тела равна:

$$q_0 = \sum_1^i q_i = q_л - q_{отр} - q_{пл} - q_{изл} - q_{окис}. \quad (1)$$

где соответственно плотности мощности: $q_л$ - лазерного излучения; $q_{отр}$ - отраженного излучения; $q_{пл}$ -поглощенная плазмой; $q_{изл}$ - излучения с поверхности тела; $q_{окис}$ - выделенная при окислении поверхности.

В соответствие с методикой [7] расчета тепловых потоков в процессе плавления покрытий лазером найдем распределение температуры в покрытии. Увеличение доли ZrO_2 с 20% до 80 % в составе покрытия качественно изменяет функциональное назначение покрытия, а именно вместо традиционного упрочнения покрытия для повышения износостойкости поверхностей, главной функцией становится теплозащита поверхности, а матрица выполняет роль каркаса для удержания частиц ZrO_2. Никель-хромовая матрица в основном поглощает энергию теплового источника, уменьшается масса расплавляемого материла и соответственно ускоряется перемещение фронта расплава материала, т.е. уменьшается время проплавления покрытия (рис.1).

В процессе напыления частицы порошка ZrO_2 не расплавляются, поэтому адгезионная прочность покрытия к основе и между частицами относительно мала, что

делает их применение не допустимым. Для закрепления частиц ZrO_2 покрытие оплавляют лазером (рис. 2).

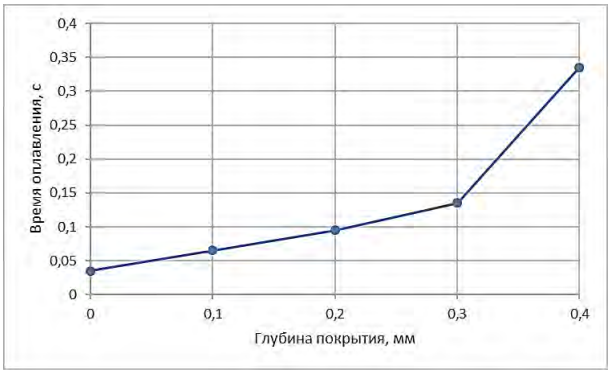


*Рис. 1. Время оплавления по глубине при плотности мощности 2*10^7 Вт/м^2 покрытия ПГСР4+80%ZrO_2*

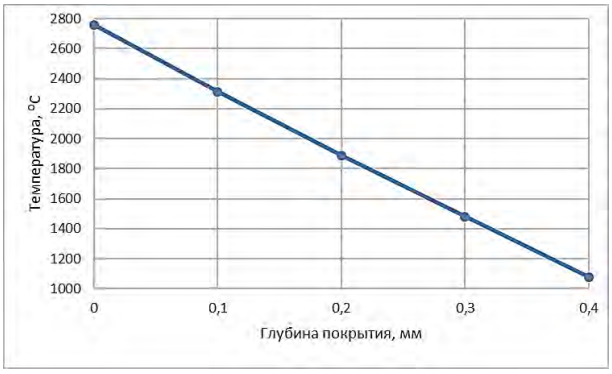


*Рис. 2. Зависимость температуры при оплавлении по глубине при плотности мощности 2*10^7 Вт/м^2 покрытия ПГСР4+80%ZrO_2*

После застывания расплава образуется каркас из никель-хромовой матрицы.

Как показывают результаты расчета тепловых полей реализация процесса оплавления покрытия требует строго дозированного подвода тепловой энергии, что возможно только применением лазерной технологии.

Литература

1. Dongdong Yang, Shun Dong, Changqing Hong, Xinghong Zhang, Preparation, modification, and coating for carbon-bonded carbon fiber composites: A review, Ceramics International, 2022,V. 48, P. 14935-14958, DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.03.055.
2. Hao Lin, Yangyang Liu, Wenping Liang, Qiang Miao, et al. Effect of the Y_2O_3 amount on the oxidation behavior of ZrB_2-SiC-based coatings for carbon/carbon composites, J. Europ. Ceram. Society, 2022, V. 42, P. 4770-4782, DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2022.05.006.
3. Xiangfeng Meng, Kedong Zhang, Xuhong Guo, Chengdong Wang, Lining Sun, Preparation of micro-textures on emented carbide substrate surface by plasma-assisted laser machining to enhance the PVD tool coatings adhesion, Journal of Materials Processing Technology, 2021, V. 288, 116870, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116870.
4. Zhaoyang Zhai, Yajing Qu, Huaming Zhang, Bo Wang, Yanchao Zhang, Yahui Cui, Fabrication of microtexture by pulse laser to improve the bonding strength of coating, Optik, 2022, V. 265, 169556, DOI: 10.1016/j.ijleo.2022.169556.
5. Reza Ghasemi, Hamideh Vakilifard, Plasma-sprayed nanostructured YSZ thermal barrier coatings: Thermal insulation capability and adhesion strength, Ceramics International, 2017, V. 43, P. 8556-8563, DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.03.074.
6. Biswajit Swain, Subrat Kumar Bhuyan, Soumya Sanjeeb Mohapatra, et al. Adhesion strength investigation of plasma sprayed NiTi coating, Engineering Failure Analysis, 2022, V. 140, 106368, DOI: 10.1016/j.engfailanal.2022.106368
7. Алисин В.В., Рощин М.Н. Численный анализ тепловых потоков в процессе плавления покрытий лазером. Проблемы машиностроения и надежности машин. 2019. № 4. С. 93-101.

УДК 539.421.4

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛА В ЗОНАХ НЕОДНОРОДНОСТИ СЛУЧАЙНО РАСПРЕДЕЛЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ[1]

RESEARCH OF THE CHARACTERISTICS OF CRACK RESISTANCE OF A METAL IN ZONES OF HETEROGENEITY OF MECHANICAL PROPERTIES RANDOMLY DISTRIBUTED

Анискович Е.В.[1] – к.т.н., научный сотрудник, **Москвичев В.В.**[1,2] – д.т.н., проф.
[1] Федеральный исследовательский центр информационных и вычислительных технологий, Россия, 660049, г. Красноярск, пр-т Мира, д. 53; e-mail: krasn@ict.nsc.ru
[2] Сибирский федеральный университет, Россия, 660049, г. Красноярск, пр. Свободный, 79

Abstract. An analysis of works on the evaluation of the heterogeneity of mechanical properties has been carried out. Based on the results of calculations of the stress intensity factors K_I, dependences on the crack size and critical K_{IC} are plotted. The coefficients of heterogeneity and variations of the statistical sample of the characteristics of mechanical properties are determined, and a conclusion is made about their influence on the characteristics of crack resistance.
Key words: heterogeneity of mechanical properties characteristics, crack resistance characteristics, heterogeneity coefficients and variations.

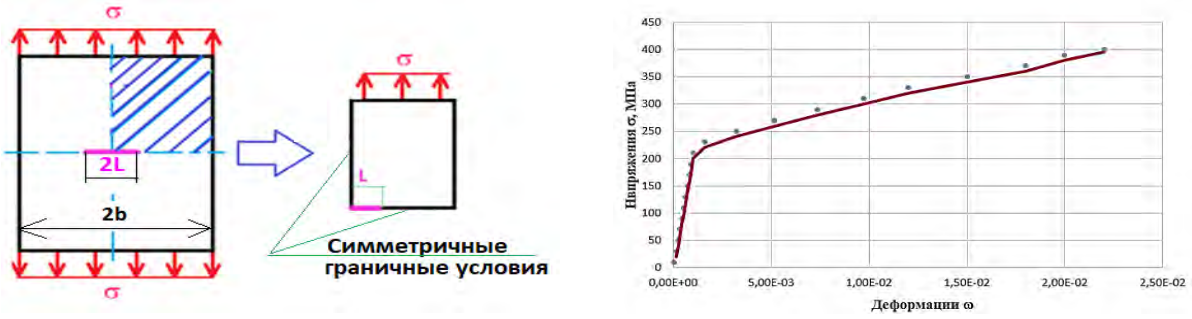
Аннотация. Проведен анализ работ по оценке неоднородности механических свойств. По результатам расчетов коэффициентов интенсивности напряжений K_I построены зависимости от размеров трещины и критических K_{IC}. Определены коэффициенты неоднородности и вариации статистической выборки характеристик механических свойств,сделан вывод о их влиянии на характеристики трещиностойкости.
Ключевые слова: неоднородность характеристик механических свойств, характеристики трещиностойкости, коэффициенты неоднородности и вариации.

Введение. Широкое распространение структурно-неоднородных материалов предопределяют актуальность данной проблемы и необходимость развития новых подходов на основе методов механики деформирования и разрушения [1-6]. Исследования напряженно-деформированного состояния в локальных зонах структурно-механической неоднородности представляются сложной и нетривиальной задачей. Классические представления о сплошном, однородном, изотропном и линейно-упругом теле не всегда удовлетворяют требованиям и условиям при их практическом применении в расчетах сложных ответственных конструкций. Наличие дефектов технологического или эксплуатационного характера (пор, подрезов, несплавлений и т.д. [7-13, 21]) приводит к образованию областей концентрации напряжений. При наличии подобных областей в зонах структурной неоднородности возможно развитие усталостных трещин, приводящих к разрушению конструкции или к концентрации напряжений на границах зон упругого и упругопластического деформирования, что так же является фактором разрушения конструкций. Новые подходы и расчетные модели в механике деформируемого твердого тела и механике разрушения, учитывающие структурную неоднородность механических свойств представлены в [2, 4, 6, 17-20]. Проведенный анализ исследований и разработок показывает их узкую направленность с акцентом на ту или иную проблему. Так, в ряде работ моделировались структурно неоднородные (композитные) материалы путем разбиения на уровни микро, мезо и макро. Также следует отметить исследования

[1] Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для Федерального исследовательского центра информационных и вычислительных технологий.

неоднородности механических свойств жаропрочных сталей при воздействии высоких температур и пластического течения металла [18-20]. Новизна данной работы заключается особом подходе к моделированию и распределению неоднородных механических свойств в модели с трещиной.

Модели и методы, использованные для решения задачи. Для исследования моделировалась плоская пластина размером 0.4x0.4x0.01м со сквозной трещиной, длина которой изменялась от 5 до 60% от ширины пластины. При моделировании использовалась симметрия, пластина нагружалась растягивающими усилиями, равными $\sigma=0{,}4\cdot\sigma_T$ (рис.1, а) [14-16].



а) б)

*Рис. 1. Расчетная модель со сквозной трещиной (а) и одна из расчетных кривых деформирования с параметрами: σ_T=220 МПа; $\sigma_{пц}$=200 МПа; σ_B=400 МПа; E=2,06*10^5 МПа; δ=0,02 (б)*

Для решения задачи о неоднородности механических свойств использовалась модель, имеющая статистически случайные характеристики механических свойств в окрестности фронта трещины. Расчет НДС проводился методом конечных элементов (МКЭ) в расчетном комплексе Ansys посредством создания параметризированной модели на языке ADPL. Каждому конечному элементу (КЭ) присваивался свой материал, имеющий случайные величины характеристик механических свойств, которые задавались кривой деформирования (рис. 1, б) со случайными параметрами.

Построение диаграмм деформирования по заданным характеристикам механических свойств проводилось по формулам [24]:

$$f(\sigma)=\begin{cases}\dfrac{\sigma}{E}, \text{ при } 0<\sigma<\sigma_{пц}\\ \dfrac{\sigma}{E}+0{,}002\left(\dfrac{\sigma-\sigma_{пц}}{\sigma_T-\sigma_{пц}}\right)^N, \text{ при } \sigma_{пц}<\sigma<\sigma_B\end{cases}, \qquad N=\frac{\ln\left(\frac{\delta}{0{,}002}\right)}{\ln\left(\frac{\sigma_B-\sigma_{пц}}{\sigma_T-\sigma_{пц}}\right)} \tag{1}$$

где N – показатель упрочнения; δ – остаточное удлинение; E – модуль упругости; σ_T, σ_B, $\sigma_{пц}$ – пределы текучести, прочности и пропорциональности.

Для решения задачи были созданы 6 выборок случайных величин σ_T и σ_B по 10 материалам в каждой, со значением коэффициента вариации, разделенным на три группы: 5-6%, 12-13% и 22-23%, при этом среднее значение было примерно одинаково. В первых трех выборках случайной величиной было только σ_B, в остальных трех выборках – случайными величинами были одновременно σ_T и σ_B. Значения характеристик механических свойств определялись статистически случайным образом по формулам [21-23]:

$$V=\frac{\sqrt{D}}{\bar{x}}*100\%; \qquad \bar{x}=\frac{\sum_{i=1}^{n}x}{n}, \tag{2}$$

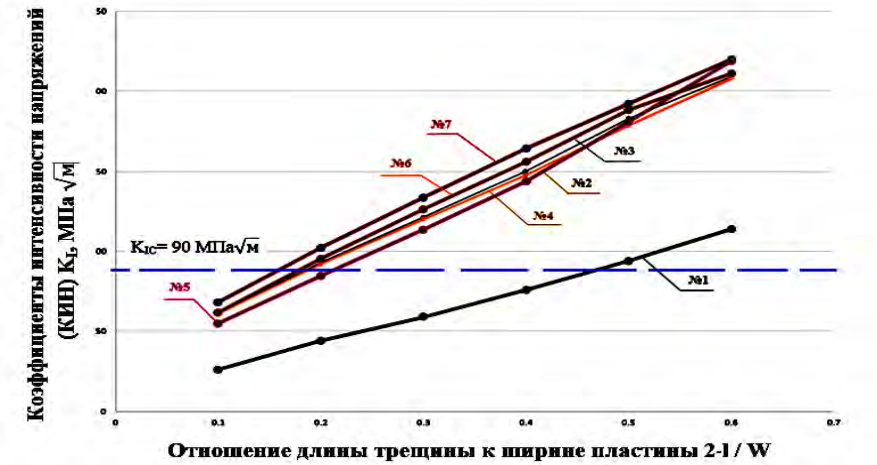
где V – коэффициент вариации; σ – среднеквадратичное отклонение; $\bar{x}$ – среднее арифметическое; D – дисперсия.

По случайным значениям характеристик механических свойств строилась кривая деформирования по формулам (1), определялся показатель упрочнения и создавался новый материал. Далее, каждый полученный материал присваивался определенному КЭ в вершине и окрестности трещины и проводился расчет МКЭ, результатом которого было определение величин деформаций ε, с учетом которых определены коэффициенты интенсивности напряжений (КИН) K_I [25] и коэффициенты интенсивности деформаций (КИД) K_{Ie} [26] по формулам (3) и (4):

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi l} \cdot Y(\lambda);\ Y(\lambda) = 1 + 0{,}128 \cdot \lambda - 0.288 \cdot \lambda^2 + 1.525 \cdot \lambda^3;\ \lambda = \frac{l}{b} \tag{3}$$

$$K_{Ie} = \begin{cases} \left(\frac{K_I}{\sigma_T}\right)^p, & \text{при } \sigma < \sigma_T \\ \left(\frac{K_I}{\sigma_T}\right)^p \left(\frac{\sigma}{\sigma_T}\right)^{\frac{1-n}{n(1+n)}}, & \text{при } \sigma \geq \sigma_T \end{cases}; \qquad p = \frac{2 - 0.5(1-n)^2}{1+n} \tag{4}$$

Результаты. По результатам расчета построены графики зависимости КИН K_I и КИД K_{Ie} от размеров трещины и пластины при разных коэффициентах вариации (рис. 2).



а)



б)

Рис. 2. Графики зависимостей характеристик трещиностойкости КИН K_I (а) и КИД K_{Ie} (б) от 2l/W при различных коэффициентах вариации: механические свойства однородны - №1; неоднородность механических свойств при случайной величине σ_B: V=5,4 (№2); V=11,8 (№3); V=22,2 (№4); неоднородность механических свойств при случайных величинах σ_T и σ_B: V=5,4 (№5); V=13,5 (№6); V=21,7 (№7)

Анализ графиков (рис. 2) показывает наличие влияния структурной неоднородности механических свойств на характеристики трещиностойкости материала, что приводит к предельному состоянию при гораздо меньших длинах трещин. Так, при наличии случайных значений предела прочности σ_B (σ_T=const) – значения практически не зависят от коэффициента вариации и предельное состояние наступает при 0,185-0,191(2l/W). При учете случайных значений σ_T и σ_B – значения трещиностойкости зависят от значения коэффициента вариации выборки. Так, при V=5,4%, предельное состояние наступит при 0,215(2l/W); при V=13,5% - наступит при 0,181(2l/W), а при V=21,67% - при 0,161(2l/W). График зависимости коэффициентов интенсивности деформаций (КИД) (рис. 2, б) также показал их зависимость от коэффициентов вариации выборки при значениях выше 0,3(2l/W).

Подобная картина подтвердила предположение о влиянии коэффициента вариации выборки случайных прочностных механических свойств на характеристики трещиностойкости материала, при нагружении до $0{,}4\cdot\sigma_T$.

Литература:

1. Ашкенази Е.К. Анизотропия конструкционных материалов / Е. К. Ашкенази, Э. В. Ганов. Л.: Машиностроение, 1980. - 247 с.
2. Пахомов А.Б. Изменение свойств структурно-неоднородных материалов под действием импульсов тока большой плотности: автореферат дис. кандидата физико-математических наук: 01.04.07 / Физ.-техн. ин-т им. А. Ф. Иоффе. - Ленинград, 1991. – 17 с.
3. Сергеев А.В. Разработка физико-механических моделей и методов расчета элементов конструкций из различных структурно-неоднородных материалов на основе применения метода конечных элементов: Дис. канд. техн. наук: 05.23.17 Волгоград, 2006 140 с.
4. Кукса Л.В. Метод оценки концентрации напряжений и деформаций на основе разработки физико-механических моделей структурно-неоднородных тел / Л.В. Кукса, Е.Е. Евдокимов // Заводская лаб. -2001. Т. 67, N 1. - С. 30-34.
5. Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика деформирования и разрушения структурно-неоднородных тел. – М.: Наука, 1984. – 116 с.
6. Москвичев Е.В. Оценка трещиностойкости конструкций с учетом структурно-механической неоднородности сварных соединений: дис. кандидата технических наук: 01.02.06 / Москвичев Егор Владимирович; [Место защиты: Ин-т гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН].- Красноярск, 2013.- 102 с.: ил. РГБ ОД, 61 14-5/537.
7. Карзов Г.П. Вопросы нормирования технологических дефектов сварных соединений сосудов высокого давления / Г.П. Карзов, Б.Т. Тимофеев, В.П. Леонов и др. – ЛДНТП, 1974. – 36 с.: ил.
8. Макаров И.И. Работоспособность сварных соединений с технологическими отклонениями: Автореферат дисс…докт. техн. наук / И.И. Макаров – М.: Изд. МВТУ им. Н. Э. Баумана, 1976. – 32 с.
9. Шахматов М.В. Работоспособность и неразрушающий контроль сварных соединений с дефектами / М.В. Шахматов, В.В. Ерофеев, В.В. Коваленко. – Челябинск: ЦНТИ, 2000. – 227 с.
10. Лепихин А.М., Ларионов В.П., Махутов Н.А., Москвичев В.В. Статистические закономерности распределения дефектов сплошности в сварных соединениях из сталей низкой и средней прочности // Прочность материалов и конструкций в условиях низких температур. – Якутск: Изд-во ЯФ СО АН.
11. Трещиностойкость и механические свойства конструкционных материалов технических систем /В.В. Москвичев, Н.А. Махутов, А.П. Черняев и др. – Новосибирск: Наука, 2002. – 334 с.

12. Лепихин А.М. Надежность норм технологической дефектности сварных соединений. – Красноярск, 1990. – 16 с. – (Препринт / ВЦ СО АН СССР, №13).
13. Москвичев В.В., Лепихин А.М. Нормирование технологической дефектности и оценка надежности сварных соединений по характеристикам трещиностойкости // Тезисы доклада Всесоюзного симпозиума с учетом стран – членов СЭВ – Владимир: ЦП НТО машпром, 1986ю – С. 149-150
14. Murthy, M.V.V. Stresses around an axial crack in a pressurized cylindrical shell / M.V.V. Murthy, K.P. Rao, A.K. Rao. // Int. J. Fract. Mech., 1972, 8, 3. – Pp. 287-297.
15. Rice, J.R. The surface crack: physical problems and computational solutions. / J.R. Rice, L. Sweldow. –ASME, New York, 1972. – Pp 171-186.
16. Chell G.C. Engineering Fracture Mechanics / G.C. Chell, G.M. Spink. 1977. vol. 9. – Pp. 101-121.
17. Берг В.И., Чекардовский М.Н., Якубовская С.В., Торопов В.С. Влияние неоднородности механических свойств различных зон сварного стыкового соединения на работу соединения в упругопластической стадии деформации // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – № 2-3.
18. Кузеев И.Р., Трякина Н.Ю. Оценка структурно-механической неоднородности сварных соединений теплоустойчивых сталей // Сб. материалов IX Международной конференции «Новые материалы и технологии в машиностроении». 2009.
19. Герасимов В. В., Переверзева О. В. Изменение структурных и механических характеристик жаропрочной стали при длительной эксплуатации в системах теплоэнергетических установок// Материаловедение.- 2004.- № 9.- с. 39-44.
20. Баландина М.Ю. Влияние структурно-механической неоднородности на повреждаемость и долговременную прочность металла высокотемпературного оборудования ТЭС: дис. кандидата технических наук: 05.02.01 / Баландина Мария Юрьевна; [Место защиты: Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И.Ползунова].- Санкт-Петербург, 2008.- 185 с.: ил.
21. Лепихин А.М. Прогнозирование надежности сварных соединений по критериям механики разрушения: дис. кандидата технических наук: 01.02.06. / Лепихин Анатолий Михайлович; Красноярск, 1987. -136с.: ил. Динамика, прочность машин, приборов и аппаратуры, OD 61 89-5/1325.
22. Агамиров Л.В. Исследование распределения коэффициента вариации в задачах статистического анализа испытаний / Л.В. Агамиров, В.А. Вестяк // Программные продукты и системы / Software&System. – 2018. Т. 31. №1. – С. 166-171.
23. Степнов М.Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний. М.: Машиностроение, 2005. 399 с.
24. Банкина О.С. Метод построения диаграммы деформирования «σ-ε» по справочным механическим характеристикам материала / О.С. Банкина, А.С. Дзюба, А.М. Хватан // Труды ЦАГИ. - 2000. - Вып. 2639. - С. 36-38.
25. Мураками Ю. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений: В 2-х томах. Т. 2: Пер. с англ. / Под ред. Ю. Мураками. – М.: Мир, 1990. – 1016 с.
26. Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии механики разрушения. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 328 с. – ISBN 5-9221-0669-4.

УДК 621.793

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МЕДИ И ЦИНКА, НАНЕСЁННЫХ НА СТАЛЬ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

TRIBOTECHNICAL PROPERTIES OF COATINGS BASED ON COPPER AND ZINC DEPOSITED ON STEEL BY THE METHOD OF GAS-DYNAMIC SPRAYING

Архипов В.Е., к.т.н., в.н.с., **Куксенова Л.И.,** д.т.н., гл.н.с**., Пугачев М.С.,** н.с., **Москвитин Г.В.,** д.т.н., зав. лаб.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН), Малый Харитоньевский переулок, 4, г. Москва, 101990, Россия

Abstract. The wear resistance of Cu-Zn-Al_2O_3 coatings deposited on 40Kh steel by gas-dynamic spraying was studied. A pair of coated steel 40Kh and ShKh15 steel was tested on a reverse sliding friction machine at a load of up to 500 N in an I-20A oil medium at average sliding speed of 0.19 m/s. The surface of the coating applied at 450^0C, after processing with a grinding tool, had 8-9 cleanliness class. On the basis of experimental curves of the dependence of the level of surface damage on the load during friction, ideas were expressed about the mechanism of contact interaction, which is based on the process of mass transfer in the zone of surface plastic deformation, which minimizes the level of surface damage and increases the performance of the friction pair. Wear of the mating specimen (counterbody) does not occur under all loads: the friction surface is completely protected by a coating based on a copper alloy formed as a result of mass transfer.

Keywords: coatings, gas-dynamic spraying, copper alloys, steels, wear

Аннотация. Исследовали износостойкость покрытий Cu-Zn-Al_2O_3, нанесенных на сталь 40Х методом газодинамического напыления. На машине реверсивного трения скольжения испытывали пару сталь 40Х с покрытием – сталь ШХ15 при нагрузке до 500 Н в среде масла И-20А при средней скорости скольжения 0,19 м/с. Поверхность покрытия, нанесенного при 450^0C, после обработки шлифовальным инструментом, имеет 8-9 класс чистоты. На основе экспериментальных кривых зависимости уровня поверхностного разрушения от нагрузки при трении высказаны представления о механизме контактного взаимодействия, в основе которого лежит процесс массопереноса в зоне поверхностной пластической деформации, который минимизирует уровень поверхностного разрушения, повышает работоспособность пары трения. Износ сопряженного образца (контртела) при всех нагрузках не происходит: поверхность трения полностью защищена покрытием типа «латуни», сформированного в результате массопереноса.

Ключевые слова: покрытия, газодинамическое напыление, медные сплавы, стали, износ

Введение. Существенное повышение износостойкости металлов и сплавов достигается методами формирования на изделиях покрытий разного состава и морфологии. Особое место среди распространённых методов нанесения покрытий на изделия из железоуглеродистых сплавов занимает метод газодинамического напыления.

В методе газодинамического напыления используется сверхзвуковой поток нагретого воздуха, в который вводится механическая смесь частиц пластичных металлов (меди, алюминия, никеля и т.д.) и твёрдых частиц корунда [1].

С учётом возможности нанесения покрытия на локальные и труднодоступные места поверхности изделия при минимальном разогреве подложки метод может быть незаменим при изготовлении разнообразных узлов трения, в частности подшипников скольжения.

Исследования покрытий [2], нанесённых с использованием механической смеси частиц меди, цинка и корунда показали существенную зависимость фазового состава, структуры и свойств от технологических параметров. Несмотря на малое время процесса напыления, в наносимом слое металла проходят процессы диффузии меди в цинк с формированием фаз электронного типа на базе $CuZn_3$ и Cu_5Zn_8 при скорости диффузии $1{,}14x10^{-12}$ $м^2/с$. Термическая обработка нанесённого покрытия при температуре 410-420°С сопровождается дальнейшей диффузией цинка в медь с формированием фаз, составляющих латунь.

Практика показала, что покрытия, нанесённые газодинамическим напылением, обладают высокими механическими характеристиками, что может обеспечить надёжную эксплуатацию изделию при комплексном воздействии значительных нормальных и касательных нагрузок. Результаты испытания покрытия на основе смеси частиц меди, цинка и корунда, нанесённого на подложку из стали 40Х, в условиях сухого трения показали, что его износ в 4 раза меньше, чем у покрытия меди. Авторы отмечают наличие массопереноса цинка и меди с покрытия на контртело, что снижает уровень разрушения последнего [3].

В данной работе представлены результаты продолжения экспериментальных исследований покрытий, полученных газодинамическим напылением, с целью оценки возможности их применения для пар реверсивного трения скольжения в условиях ступенчатого повышения нагрузки.

Материалы и методы исследований. Напыление покрытия на рабочие поверхности блока из нескольких образцов (размером 4х23 мм), изготовленных из стали 40Х, проводилось с использованием газодинамической установки модели «ДИМЕТ-404» при температуре 450°С. Для напыления использовали стандартную механическую смесь с исходным соотношением компонентов по массе – Cu: Zn : Al_2O_3 = 35%:35%:30%. Часть образцов с покрытием подверглась термической обработке (ТО) в печи при температуре 405-415°С с временем выдержки 10 мин.

Триботехнические испытания образцов с покрытием проводились в паре с контртелом из стали ШХ15 на стенде МТ-8 возвратно-поступательного движения сопряжённых плоских образцов в среде индустриального масла И-20А при ступенчатом повышении нагрузки в диапазоне 30-500 Н и скорости скольжения 0,19 м/с. Выбор схемы трения обусловлен тем, что реверсивный вид движения пары трения относится к наиболее тяжёлым и позволяет более ярко выявить преимущества или недостатки того или иного вида обработки конструкционных материалов [4].

Результаты исследований и обсуждение. В таблице 1 приведены характеристики микрогеометрии поверхностей исследуемых образцов.

Таблица 1. Параметры микрогеометрии поверхностей трения

Материал покрытия Cu-Zn-Al_2O_3	Характеристики микрогеометрии поверхности					
	Исходное состояние		Класс чистоты	После трения		Класс чистоты
	R_a	R_z		R_a	R_z	
К о н т р т е л о сталь ШХ15						
Исходное покрытие	0,527	3,555	8 - 9	0,386	2,314	9 - 8
Покрытие после ТО	0,435	2,975	8 - 9	0,680	1,645	8 - 9
О с н о в н о й о б р а з е ц Сталь 40Х с покрытием						
Исходное покрытие	0,285	1,955	9	0,566	4,412	8
Покрытие после ТО	0,276	1,668	9	0,276	2,081	9

Приведенные данные показывают, что нанесенные покрытия имеют достаточно высокий класс чистоты. В результате испытаний у образцов с покрытием в исходном состоянии качество поверхности несколько снижается в пределах исходного класса чистоты обработки поверхности. После термической обработки покрытия качество поверхности после испытания практически не изменяется.

Таким образом, результаты оценки характеристик микрогеометрии поверхности указывают на создание условий для нормального режима изнашивания без образования задиров и очагов схватывания.

На рис.1 приведены экспериментальные данные величины износа стали 40Х с покрытием и контртела стали ШХ15 в процессе испытаний пары трения в неактивном жидком смазочном материале при ступенчатом повышении внешнего давления.

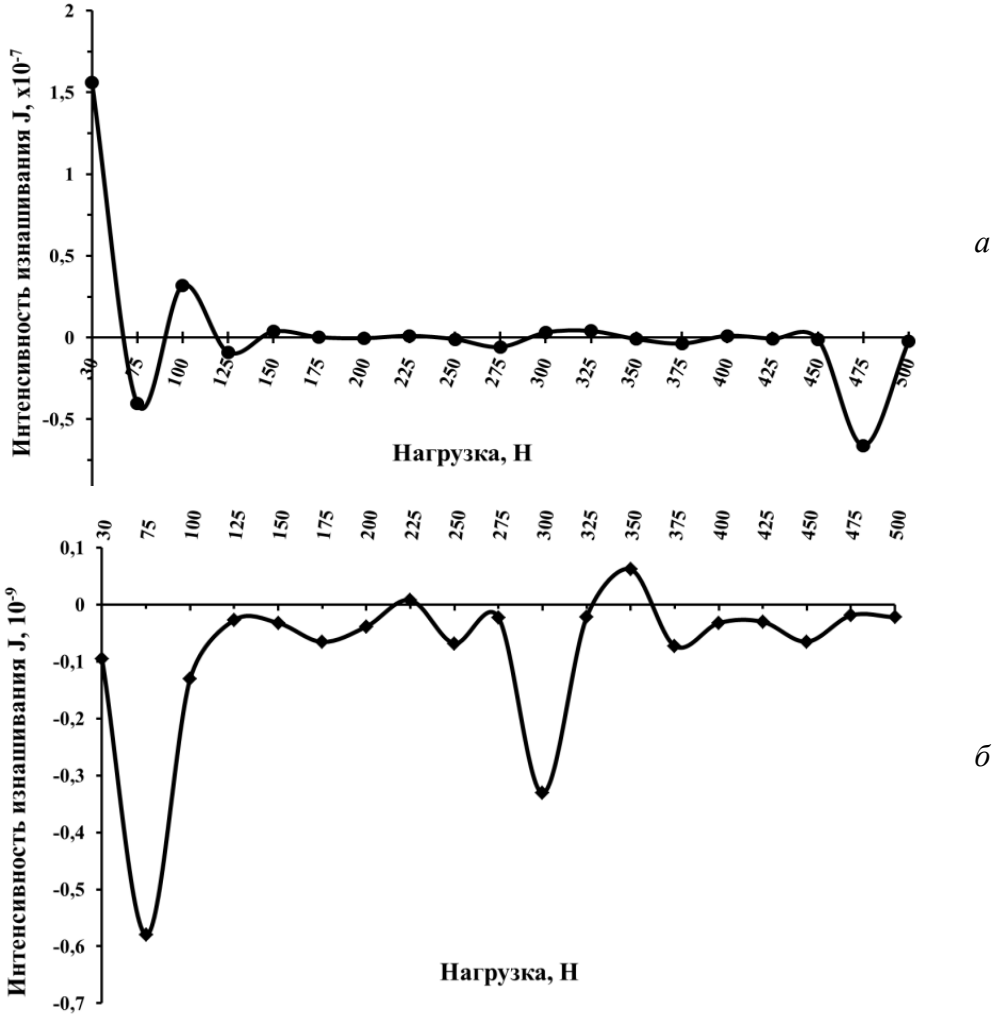


Рис. 1. Зависимость интенсивности изнашивания от нагрузки на образец: а - сталь 40Х с покрытием; б - контртело сталь ШХ15

Видно, что после небольшого пути трения при минимальной нагрузке наблюдается резкое уменьшение интенсивности изнашивания с $1{,}10^{-7}$ до нулевой отметки, а дальнейшее уменьшение толщины покрытия (продолжение износа покрытия) сопровождается его частичным переносом на сопряженное контртело из стали ШХ15. Этот процесс на основном образце (сталь 40Х) имеет выраженный волнообразный характер и его особенность состоит во взаимном переносе материала покрытия на контртело и наоборот. При повышении давления износ образца с покрытием практически равен нулю, а некоторое повышение его износа на отдельных участках пути трения, также, сопровождается частичным переносом покрытия на контртело.

Приведенные зависимости уровня поверхностного разрушения от давления при трении дают основания полагать, что в основе процесса контактного взаимодействия стали с покрытием Cu-Zn-Al_20_3 в паре со сталью ШХ15 лежит процесс массопереноса в зоне поверхностной пластической деформации, который минимизирует уровень поверхностного разрушения. Следует заметить, что износ сопряженного образца (контртела) при всех нагрузках не происходит: поверхность трения полностью защищена покрытием типа «латуни».

Предварительная термическая обработка покрытия, изменяющая его структурно-фазовое состояние, усиливает нестабильность трения на начальных этапах испытаний, но в процессе повышения нагрузки увеличивается толщина сформированного покрытия на контробразце, что указывает на повышение триботехнической эффективности покрытия. При этом, как и в случае с покрытием без предварительной термической обработки, поверхность контртела не подвергается износу; сталь 40Х с покрытием имеет минимальный уровень разрушения поверхности.

Как отмечалось выше, триботехнические испытания проводились в условиях ступенчатого повышения внешней нагрузки в диапазоне 30-500 Н. При этом, покрытие (как в исходном состоянии, так и после термической обработки) практически не изнашивается и, более того, значение критического давления ($P_{кр}$, при котором появляются следы задиров [5]), не достигается. Следовательно, полученные экспериментальные результаты дают основание предполагать, что исследуемое покрытие Cu-Zn, полученное методом газодинамического напыления, обладает способностью выдерживать существенно более высокие внешние давления, т.е. обладает высокой несущей способностью в условиях реверсивного трения скольжения.

Заключение. Деформационный процесс в зоне фрикционного контакта стали 40Х с покрытием Cu-Zn-Al_2O_3 (сформированным методом газодинамического напыления) в паре со сталью ШХ15 приводит к результату, близкому к эффекту «классической безызносности». Однако, отличительной особенностью этого результата является формирование не сервовитной пленки меди (с особым структурным состоянием), а медно-цинкового третьего тела, которое обладает способностью перехода с образца на контртело и наоборот, обеспечивая защиту от разрушения зоны контактного взаимодействия. Таким образом, высокая износостойкость материалов пары трения достигается благодаря пленкам фрикционного массопереноса. Для такого эффекта резерв существенного улучшения триботехнических характеристик газодинамических покрытий в широком диапазоне внешних нагрузок, скоростей и схем трения заключен в применении поверхностно-пластифицирующих смазочных материалов, которые приводят к снижению макроскопического предела текучести поверхностного слоя, уменьшению коэффициента упрочнения в условиях контактной деформации, а в целом – к увеличению работоспособности материала поверхностного слоя и пары трения в целом.

Литература

1. Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С.. Газодинамическое напыление: структура и свойства покрытий. М.: КРАСАНД, 2017. 240 с.

2.Архипов В.Е., Муравьёва Т.И., Пугачев М.С., Щербакова О.О. Структурно-фазовые превращения в покрытии на основе частиц меди и цинка, нанесённом газодинамическим напылением // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2020. - №4. С. 32-36.

3. Сачек Б.Я., Архипов В.Е., Мезрин А.М., Муравьёва Т.И., Щербакова О.О. Металлофизическое исследование кинетики фрикционного массопереноса напылённых мягких металлов антифрикционного назначения / Перспективные методы поверхностной обработки деталей машин –М.: Ленанд, 2018. - С.409-420.

4. Куксенова Л.И., Герасимов С.А., Лаптева В.Г. Износостойкость конструкционных материалов. М.: МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2011. - 238 с.

УДК 681.8

ПРИМЕРЫ ИЗ ПРАКТИКИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБРАЗЦОВ АКУСТИЧЕСКИХ МЕТАМАТЕРИАЛОВ: СООТВЕТСТВИЕ И НЕСООТВЕТСТВИЕ МОДЕЛИ И ЭКСПЕРИМЕНТА

EXAMPLES FROM THE PRACTICE OF USING ADDITIVE TECHNOLOGIES FOR THE MANUFACTURE OF SAMPLES OF ACOUSTIC METAMATERIALS: COMPLIANCE AND INCONSISTENCY OF THE MODEL AND EXPERIMENT

Асфандияров Ш.А. – м.н.с., **Томилина Т.М.** – к.т.н., зав. лабораторией
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва
e-mail: asfandiyarov@imash.ac.ru

Abstract. The paper presents some results from the practice of using additive technologies for the manufacture of a new artificial material with high sound-absorbing properties due to the complex internal structure, the so-called acoustic metamaterial (AMM), which cannot be manufactured using conventional technologies. At the same time an experimental study of the properties of AMM test samples showed that a poor quality of 3D printing can lead to insufficient acoustic and strength properties of the finished product, which may not meet the specified requirements.
Key words: additive technologies, acoustic metamaterials.

Аннотация. В работе представлены некоторые результаты из практики применения аддитивных технологий для создания нового искусственного материала, обладающего высокими звукопоглощающими свойствами, которые обусловлены его сложной внутренней структурой, так называемого акустического метаматериала (АММ), который не может быть изготовлен по обычным технологиям. В то же время экспериментальное исследование свойств образцов АММ в виде панелей или отдельных ячеек показало, что недостаточное качество 3D-печати может приводить к ошибочным экспериментальным результатам при тестировании.
Ключевые слова: аддитивные технологии, акустические метаматериалы.

Развитие аддитивных технологий (АТ) привлекает исследователей из разных областей знаний, так как наряду с чисто техническими приложениями они позволяют реализовать экспериментальную проверку теоретических моделей на тестовых образцах, которые традиционными технологиями изготовить было невозможно, а также создавать принципиально новые искусственные материалы и среды с экстремальными волновыми свойствами. АММ – это материалы-конструкции с периодической ячеистой структурой, которая и определяет их необычные свойства. Под воздействием акустического поля в случае, когда длина волны (частота) больше размера такой элементарной ячейки, они ведут себя как непрерывные среды. В данной работе представляется опыт использования АТ для разработки высокоэффективных звукопоглотителей (ЗП), которые в области низких частот демонстрируют существенно большую эффективность по сравнению с традиционными ЗП материалами. Показано, что для успешной реализации необходимо изучение самих технологических процессов (все еще очень дорогостоящих), так как в отличие от традиционных методов проектирования, которые при разработке изделия с заданными свойствами используют материалы с хорошо известными характеристиками, в АТ материал и изделие создаются одновременно в процессе печати, так что прогнозировать свойства готового изделия очень трудно и возможно получить изделие, которое предсказанным свойствам не соответствует.

Для экспериментального изучения проблемы было выбрано несколько образцов звукопоглотителей (ЗП), изготовленных по АТ, с высоким звукопоглощением в диапазоне частот 100-800 Гц. Образцы в виде ячеистых тонкостенных периодических структур были синтезированы по технологии PolyJet с использованием фотополимера [1]. Внутренняя структура образцов лабиринтного типа состояла из ряда компактно "свернутых" резонаторов с различными параметрами. Прогнозируемые ЗП свойства такой структуры были описаны соответствующей математической моделью. Результаты акустических испытаний показали, что синтезированные ЗП образцы демонстрируют неустойчивые акустические свойства: два образца с одинаковой геометрией могут иметь абсолютно разные ЗП свойства, несмотря на то, что особенности процесса технологии PolyJet предварительно были изучены на тестовых образцах в виде тонкостенных пластинок, найдены оптимальные технические параметры и геометрия внутренней структуры воспроизведена точно на цифровой 3D модели. Кроме того, не было обнаружено никаких видимых дефектов ЗП образца. Для подтверждения гипотезы о недостаточном качестве 3D-печати были изготовлены аналогичные образцы из металлического порошка по технологии селективного лазерного сплавления, которые продемонстрировали предсказуемые резонансные свойства, правда вес металлического образца был в десять раз больше.

Методика разработки АММ делится на несколько основных этапов. Вначале разрабатывается концепция АММ поглотителя и выбираются структуры, на основе которых будет работать АММ (например, резонаторы Гельмгольца или четвертьволновые резонаторы), создается эскиз структуры АММ и техническое задание для создания цифровой 3D модели АММ. Одновременно с этим разрабатывается математическая модель для конкретного АММ и рассчитывается ожидаемая эффективность поглощения АММ (например, коэффициент поглощения при нормальном падении акустической волны). Затем на основе разработанной 3D модели производится изготовление АММ с помощью АТ. Изготовленный образец АММ проходит экспериментальное исследование эффективности поглощения, полученные результаты сравниваются результатами теоретической модели.

Расчет эффективности поглощения АММ делится на 2 этапа. В ходе первого этапа устанавливаются основные уравнения, связывающие движение колебательной скорости v_i в отверстиях АММ (отверстия резонансных структур АММ, расположенные на рабочей стороне поглотителя) с давлением p в этих отверстиях. В ходе второго этапа происходит расчет эффективности поглощения на основе полученных уравнений, АММ рассматривается как сплошная поверхность в длинноволновом приближении.

Полученные значения v_i усредняются по поверхности:

$$v_{eff} = \frac{1}{S_0}\sum v_i S_i$$

Где S_0 – общая площадь поверхности поглотителя, v_i, S_i – колебательная скорость массы воздуха в отверстии и площадь сечения i отверстия соответственно. Затем находится усредненный импеданс поверхности:

$$Z_{eff} = \frac{p}{v_{eff}}.$$

Рассчитывается коэффициент отражения акустической волны:

$$R = \frac{Z_{eff} - \rho c}{Z_{eff} + \rho c}.$$

И коэффициент поглощения (доля поглощенной мощности):

$$\alpha = 1 - |R^2|.$$

Ниже показаны основные проблемы, с которыми можно столкнуться в ходе изготовления различных образцов АММ. В ходе изготовления тонкостенной структуры АММ по технологии PolyJet из фотоолимера может произойти деформация всего образца

из-за возникновения в образце остаточных напряжений, связанных с неравномерностью полимеризации при движении каретки принтера. На рис. 1 представлен пример такого деформированного образца ЗП-панели (без верхней крышки). Возникновение остаточных напряжений можно избежать, расположив изготавливаемый образец под углом к направлению движения каретки принтера [2].



Рис.1. Деформации образца АММ ЗП-панели каркас(слева) и внутренняя структура образца (справа)

Еще одной проблемой является невозможность полной печати квазизамкнутых сложных резонансных структур с помощью метаматериалов. Как известно, для печати отвестных стенок образцов с помощью АТ требуется использовать конструкции поддержки, однако при печати квазизамкнутых структрур (сложных резонансных структур с маленьким отверстием) материал поддержки извлечь не удается. Поэтому изготовление образца АММ всегда включает в себя этап доработки после печати, который в заключается в замыкании квазаизамкнутых объемов (приклеивание крышек к объемам). В результате такой доработки могут появиться дефекты образца, связанные, например, с неполным проклеиванием, из-за чего могут возникнуть микро щели во внутренних объемах обрзаца там, где они не проектировались, что приведет к нарушению функционирования АММ.



Рис.2. График зависимости коэффициента поглощения от частоты для 3-х образцов с одинаковой внутренней структурой

На рис. 2 представлен график зависимости коэфициента поглощения от частоты для 3-х теоретически одинаковых образцов, два из которых изготовлены из ластика с помощью технологии PolyJet, а один по технологии селективного лазерного сплавления из металла. Видно, что только один из обрзацов имеет явно выраженную резоансную кривую поглощения согласно математической модели. Дальнейший анализ образцов показал наличие трещин в образцах, не проявлявших резонансных свойств. Еще одна проблема может возникнуть на этапе проектирования 3D модели АММ, связанная с искажением заданной геометрии образца из-за технологии (для обеспечения прочности образца, например, не предусмотренное утолщение внутренних стенок. В результате такого

искажения изменятся резоаннсные частоты внутренних структур, и образец уже не будет показывать эффективность на проектируемых частотах. На рис. 3 серыми точками представлен график экспериментальной зависимости коэффициента поглощения от частоты для АММ на основе резонаторов Гельмгольца. Согласно математической модели, данный АММ должен был иметь три эквидистантные резоаннсные частоты (215, 290, 365 Гц) и коэффициент поглощения равный 1 на этих частотах. Однако в результате процесса изготовления внутренние объемы АММ изменились из-за утолещния стенок, что привело к изменению резонансных частот АММ. На рис. 3 черными точками покзан расчет с помощью метода конечных элементов, который учитывает конечную геометрию образца. Видно соответствие основных резонансноов АММ, что подтвержает изменение проектируемых объемов АММ. Резонансы на частотах выше 400 Гц имеют плохое соответствие с расчетом из-за наличия трещин в образце, которые появились в резлуьтате приклеивания задней стенки АМ. Тем не менее, разработанный АММ показывает высокие значения эффективности поглощения на своих резонансных частотах, что является подверждением эффективности разработанного образца АММ-ЗП.

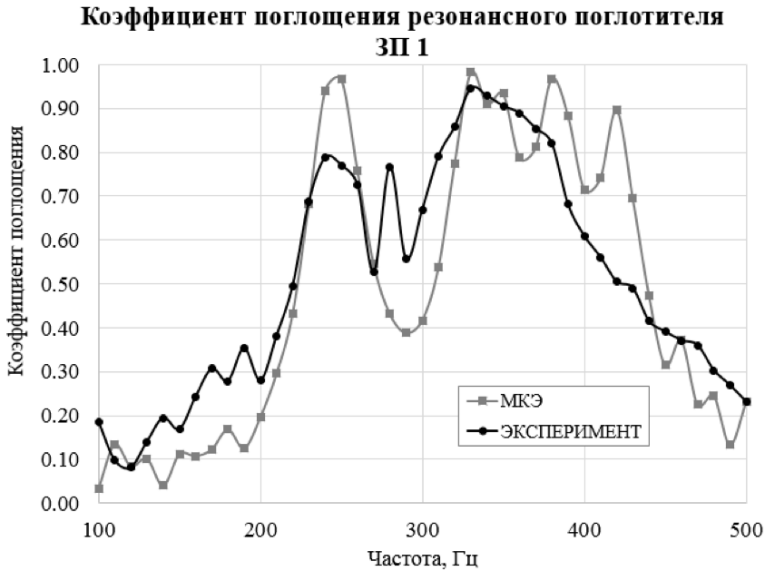


Рис.3 График зависимости коэффициента поглощения от частоты для АММ на основе резонаторов Гельмгольца. Серыми точками показан расчет методом конечных элементов, черными экспериментальные результаты

Практика использования АТ для изготовления изделий с заданными свойствами показала, что они могут применяться на этапе разработки и моделирования конструкций сложной геометрии при условии проведения научных исследований по адаптации АТ для каждой конкретной задачи и определения требований к исходным материалам и оборудованию для 3D-печати, чтобы обеспечить заданные свойства. Эту сложную задачу должны решать совместно разработчик изделия и технолог, так как сам процесс печати имеет много параметров.

Литература

1. *T. Tomilina, B. Bakhtin, K. Afanasev, and Yu. Bobrovnitskii*, “Theoretical model and experimental study an efficient resonance- type sound abbsorber for the middle frequency region” // *J. Bull. Russ. Acad. Sci.: Physics*, vol. 82, no. 5, pp. 542–544, 2018.
2. *R. Vdovin, T. Tomilina, and V. Smelov*, "Implementation of the additive PolyJet technology to the development and fabricating the samples of the acoustic metamaterials" // *J. Procedia Engineering,* vol. 176, no. 5, pp. 595–599, 2017.

УДК 539.26

ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА[1]

PREPARATION AND PROPERTIES OF CARBON ALUMINUM COMPOSITE

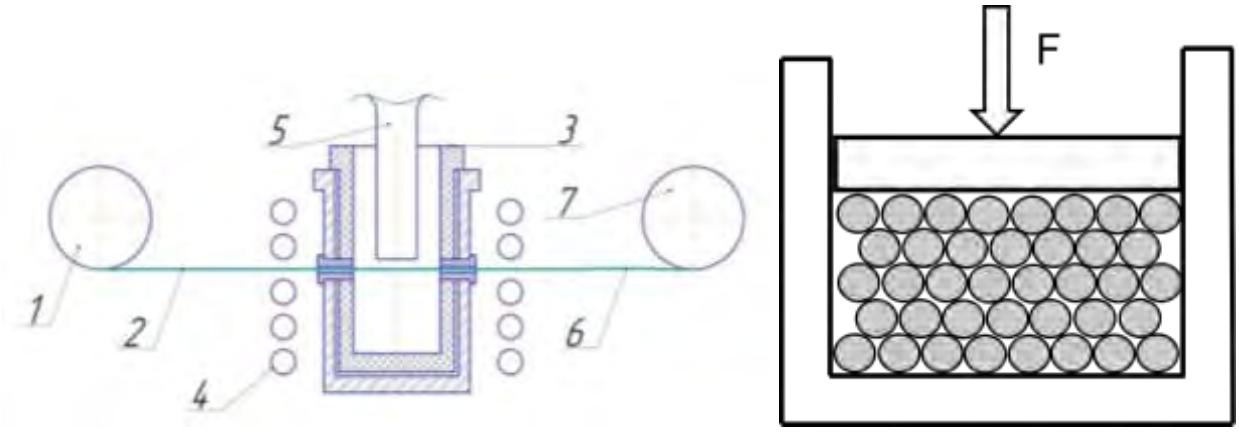
Атанов Б.И.– студент, младший научный сотрудник
Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, ул. Академика Осипьяна д.2, Черноголовка, 142432, Россия
e-mail: but305@mail.ru

Abstract. The effect of the modes of compaction of a carbon-aluminum composite of a wire preform on its microstructure, properties, and nature of fracture has been studied. It is shown that with an increase in temperature, load, and holding time, the volume fraction of pores decreases, and the fraction of fiber increases, which leads to an increase in the composite strength. In all cases, the shape of the fracture surface indicates the brittle nature of the composite fracture.
Key words: MMC; carbon fiber/aluminum matrix composite; CF/Al-wire

Аннотация: исследовано влияние режимов компактирования углеалюминиевого композита из проволочной преформы на его микроструктуру, свойства и характер разрушения. Показано, что с увеличением температуры, нагрузки и времени выдержки происходит уменьшение объемной доли пор и увеличение доли волокна, что приводит к росту прочности композита. Во всех случаях форма поверхности разрушения свидетельствует о хрупком характере разрушения композита
Ключевые слова: ММК; углеродное волокно/алюминиевая матрица композит; углеалюминиевая проволока

Одной из важных проблем современного материаловедения является получение более лёгких и прочных материалов. Традиционные металлические материалы уже подошли к пределу своей применимости, поэтому роль новых материалов на себя приняли композиты [1]. К ним относятся и композиты с металлической матрицей, армированные углеродными волокнами [2]. Алюминий является одним из наиболее актуальных в качестве матрицы в виду его низкой плотности и технологичности [3].

Получение композита происходило в 2 этапа. На первом этапе была получена проволока протяжкой углеродного волокна через расплав алюминия (рис. 1а). Пропитка достигалась посредством обработки расплава алюминия ультразвуком [4]. На втором этапе полученные проволоки закладывались в оснастку и компактировались в вакуумной печи при разных режимах (рис. 1б).



а б

Рис. 1. Схемы протяжки (а) и компактирования (б) CF/Al – композита [1].

[1] Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 22-79-10064.

Было исследовано влияние режимов компактирования на микроструктуру, свойства и характер разрушения полученного CF/Al–композита. Показано, что с увеличением температуры, нагрузки и времени выдержки происходит уменьшение пор между проволоками и увеличение объёмной доли волокна. Во всех случаях форма поверхности разрушения свидетельствует о том, что разрушение композита носит хрупкий характер.

Литература

1. Астанин В.В. Микроструктурный дизайн перспективных материалов и композитов на их основе: Учебное пособие. Издание второе, исправленное и дополненное. – Уфа: УГАТУ, 2008. –80с.
2. Mileiko S.T. Metal and Ceramic Based Composite, Elsevier, Amsterdam, 1997, p. 690
3. Милейко С.Т.. Келли А. Композиты сегодня. Часть 2: Композиты с металлической матрицей. Композиты и наноструктуры. 13. 51–52 (2021)].
4. Galyshev S. On the Strength of the CF/Al-Wire Depending on the Fabrication Process Parameters: Melt Temperature, Time, Ultrasonic Power, and Thickness of Carbon Fiber Coating. Metals. 2021; 11(7):1006.

УДК 531.395

ИНТЕГРАЛЬНЫЕ И ЛОКАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕРМОГРАММ

INTEGRAL AND LOCAL CHARACTERISTICS OF THERMOGRAMS

Ахметханов Р.С. – д.т.н., главный научный сотрудник
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова
ahtan54@mail.ru

Abstract. The report is devoted to the thermal control of structural parts during their operation. Real structural materials have various defects and cracks; they are well visualized on thermograms when plastic deformations occur. At different levels of plastic deformation, the local and integral characteristics of thermograms change, which show the presence of defects in the object of thermal control.

Аннотация. Доклад посвящен тепловому контролю деталей конструкций в процессе их эксплуатации. Реальные конструкционные материалы имеют различные дефекты и трещины; они хорошо визуализируются на термограммах при возникновении пластических деформации. При различных уровнях пластических деформации меняются локальные и интегральные характеристики термограмм, которые показывают наличие дефектов в объекте контроля тепловым методом.

Основные тепловые процессы в твердом теле протекают в объеме пластически деформированного материала, расположенного вдоль полос скольжения, где имеются повышенные пластические деформации. В этих зонах (полосах скольжения) при дальнейшем деформировании образца образуются свободные поверхности и по ним развиваются изломы детали.

На рис. 1 приведены графики изменения температуры в области деформации (упругой и пластической) материла при нагружении образца при растягивающей нагрузке. Также там показано изменение коэффициента относительного сужения поперечного сечения образца ψ при реализации простого напряженно-деформационного состояния.

В процессе этого нагружения образец до разрушения проходит три стадии: I - охлаждение образца при упругой деформации; II – процесс увеличения пластической деформации; III – переход к стадии разрушения образца.

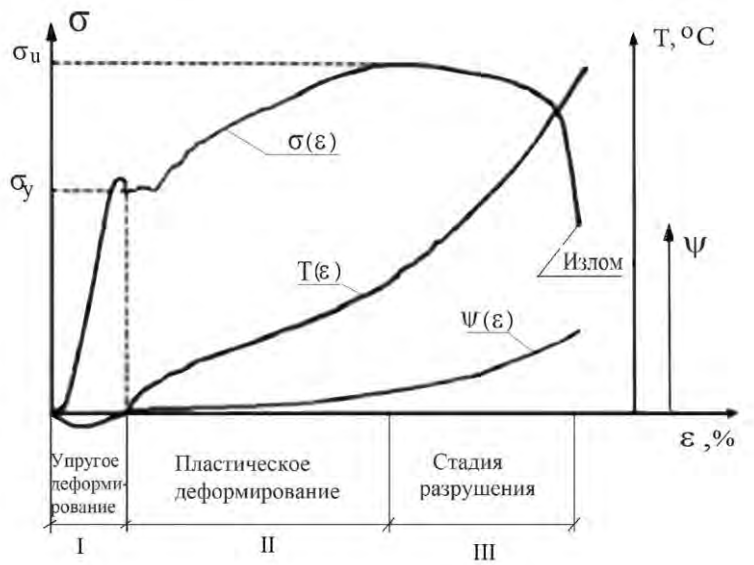
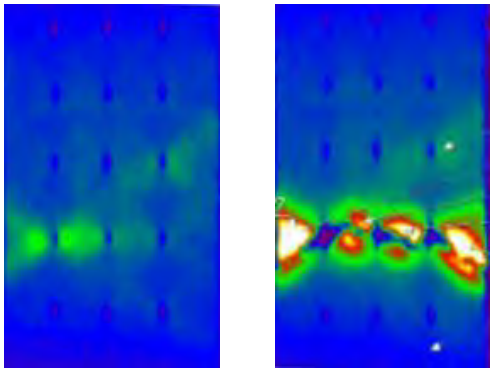


Рис.1. Изменение температуры T образца при увеличении деформации ε (одноосное нагружение): σ_u – предел прочности; σ_y – предел упругости; ψ - относительное сужение поперечного сечения образца

Процесс образования тепла в объемах материала в результате пластической деформацией является «естественным проявителем» происходящих внутри этих материалов физико-химических и механических изменений. Эти свойства материалов вызваны термоупругим и термопластическим эффектами.

На рис. 2 приведены термограммы образца под нагрузкой (пластина стальная с отверстиями, материал пластины Ст3 сп.) при различном уровне пластической деформации (стадия II). Они сильно различаются по уровню температуры и распределния областей с повышенной температурой. При меньшей нагрузке имеются зоны с повышенной температурой, которые относятся к области концентраторов напряжений (отверстий). При дальнейшем увеличении растягивающей нагрузки происходит увеличение температуры - появляются области с максимальной температурой. Полученные термограммы при нагружении образца можно исследовать с помощью интегральных и локальных характеристик температурного поля.

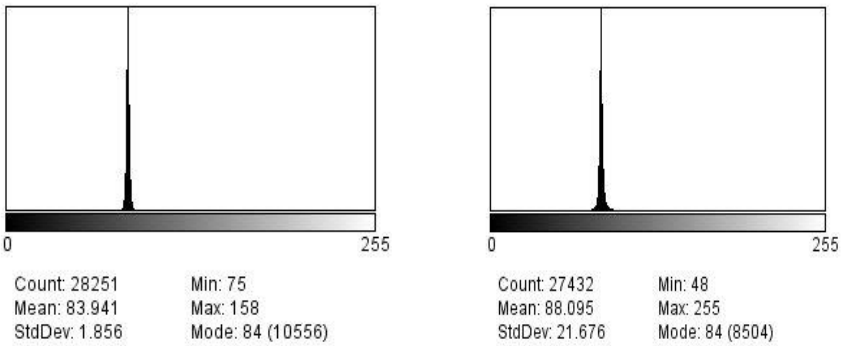


а б

Рис. 2. Термограмма при деформации: а - ε^1_{ij} ; б - $\varepsilon^2_{ij;}$ (ε^2_{ij}>ε^1_{ij})

Интегральные характеристики термограмм. К ним относятся статистические характеристики распределения температуры на поверхности объекта контроля, графики связности Минковского и мультифрактальные спектры.

На рис. 3 представлены гистограммы распределения температур термограмм, изображенных на рис.2. С увеличением уровня пластических деформаций средняя температура образца растет, и при этом также среднеквадратическое отклонение тоже увеличивается.

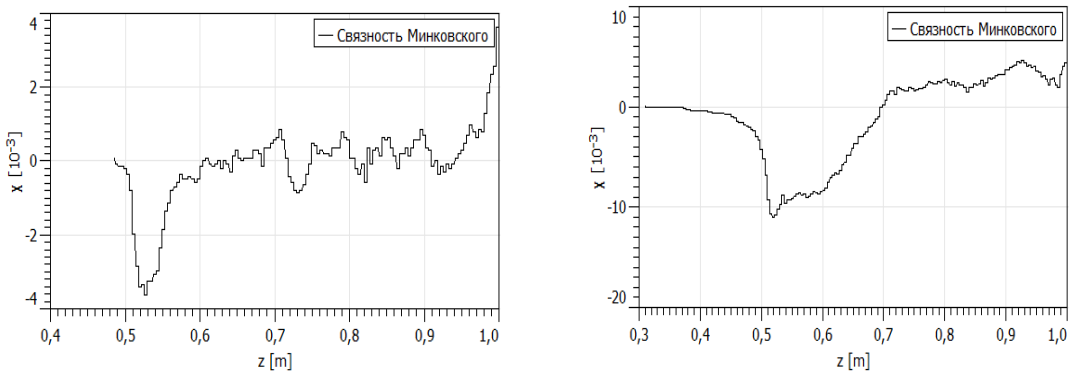


а б

Рис. 3. Гистограммы распределения температур в термограмме: а - при деформации ε^1_{ij}; б - при деформации ε^2_{ij}

На рис. 4 показаны графические зависимости связности Минковского, которые показывают соотношение температурных кластеров ниже и выше определенного порога температуры термограммы (уровня окрашенности пикселей изображения). При различных уровнях пластических напряжений, как отмечено выше, температура детали изменяется. С ростом уровня пластического напряжения проявляется тенденция в

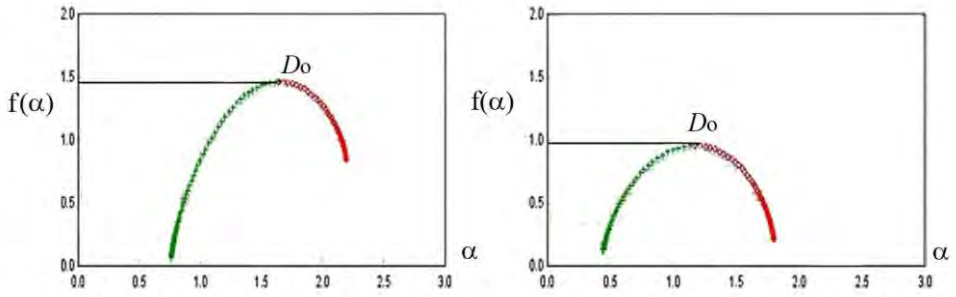
определенности структуры поля пластических деформаций. Если вначале нагружения образец показывает неопределенность соотношения областей с различными температурами, то с увеличением деформации происходит упорядоченность данного соотношения – формируется область положительной связности χ при наибольшей температуре – зон большей пластической деформации (рис.4б).



а б

Рис. 4 Связность Минковского при общей деформации: а - ε^1_{ij} ; б - $\varepsilon^2_{ij;}$ (ε^2_{ij}>ε^1_{ij})

На рис. 5 представлены мультифрактальные спектры $f(\alpha)$, которые определяют структуру масштабных элементов в зонах пластических деформаций – наличие кластеров определенной температуры и характер их распределения по термограмме. В первом случае (уровень пластической деформации ε^1_{ij}) видно наличие достаточно большого числа кластеров (левая ветвь спектра), распределенных случайным образом (D_o~1.5). То во втором случае (уровень пластической деформации ε^2_{ij}) распределение уже не случайное (D_o~1.0), превалируют пластические напряжения в области концентраторов напряжений и линий скольжений, и показано наличие значимости мелких и больших масштабных пластических зон (равенство правой и левой ветвей спектра $f(\alpha)$).



а б

Рис.5. Мультифрактальные спектры f(α) при общей деформации: а - ε^1_{ij} ; б - $\varepsilon^2_{ij;}$ (ε^2_{ij}>ε^1_{ij})

Локальные характеристики термограмм. Для оценки различий в изображениях термограмм введено в метод анализа термограмм получение и последующий анализ изображений остова (скелета) изображения теплового поля. Скелетные линии показывают направление области повышенных пластических деформаций и направления плоскостей скольжения.

На рис.6 показаны зоны скелетных линий с наибольшими температурными значениями (1,2 рис.6а, 1-4 рис.6б). Используя эти линии (скелетные), можно определить диаграммы (профиль) изменения температуры по длине данных линий (рис.7). По всем этим линиям видно, что есть области максимальной температурой (T_{max1}, T_{max2} и T_{max3}). Изменение величин T_{maxi} и длин скелетных линий с повышенной температурой l_i – являются индикаторами мест повышения пластических деформаций и зон возможного

разрушения образца. А конфигурация этих учитываемых скелетных линий с максимальными средними температурами будет характеризовать возможный вид излома.

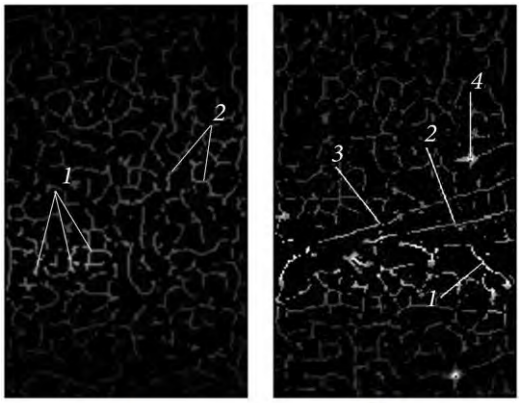


Рис. 6. Остовы изображений термограмм: а - при деформации ε^1_{ij}; б - при деформации ε^2_{ij}

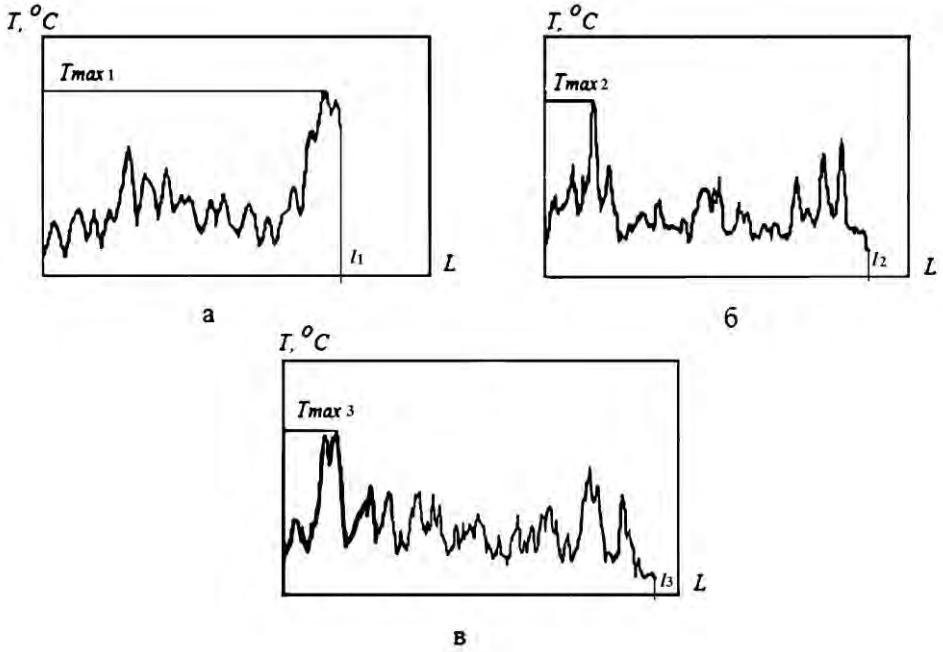


Рис. 7. Изображения профилей линии 1, 2 и 3 (рис. 6): а - поз.1; б - поз.2; в - поз. 3

Таким образом, контроль изменений температуры (анализ интегральных и локальных показателей термограмм) в различных областях исследуемых элементов конструкции позволяет определить зоны с максимальными локальными пластическими деформациями и линии скольжения пластических деформаций, по которым будет в дальнейшем развиваться разрушение конструкции.

Литература

1. Плохое А.В., Попслюх Л.И., Плотникова II.В. Физические и механические свойства материалов. Часть 1. Новосибирск, 2017. - 445 с.
2. Нестерук Д.А., Вавилов В.П. Тепловой контроль и диагностика. Учебное пособие для подготовки специалистов I, II, III уровня. Томск. 2007. - 104 с.
3. Коваленко А.Д. Основы термоупругости. – Киев: Изд. “Наукова дума”, 1970. 305 с.
4. Klapetek Petr, Nečas David, Anderson Christopher. Руководство пользователя. wyddion.http://gwyddion.net/documentation/user-guide-ru/index.htm/
http://gwyddion.net/download/user-guide/gwyddion-user-guide-en.pdf

УДК 539.24

КОМПЬЮТЕРНЫЙ МЕТОД АНАЛИЗА СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО ИХ ИЗОБРАЖЕНИЮ

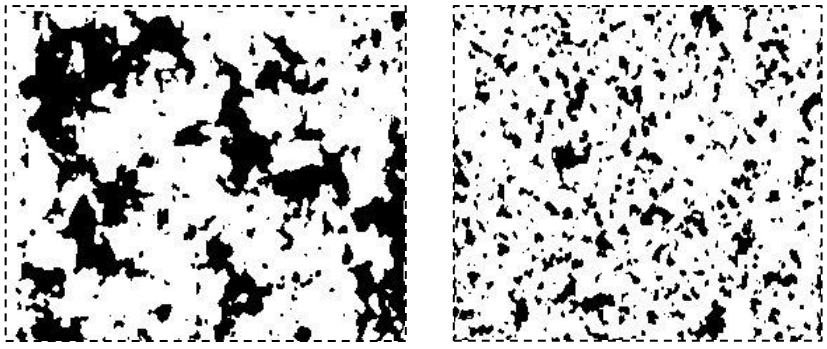
COMPUTER METHOD FOR ANALYSIS OF THE STRUCTURE OF STRUCTURAL MATERIALS ON THEIR IMAGE

Ахметханов Р.С. – д.т.н., главный научный сотрудник
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва
e-mail: ahtan54@mail.ru

Abstract. The report presents a method of photometric analysis of the structure of the material, which allows the study and evaluation of the spatial uniformity of the material in terms of phase sizes and their distribution over the image of the material (volume). The method is presented on examples - a composite material obtained by the method of wave mixing, and a billet of a gas turbine engine blade obtained by various technological methods (forging).

Аннотация. В докладе представлен метод фотометрического анализа структуры материала, который позволяет провести изучение и оценку пространственной однородности материала по размерам фаз и их распределению по изображению материала (объему). Метод представлен на примерах – композиционный материал, полученный методом волнового смешивания, и заготовка лопатки ГТД.

Волновая обработка обеспечивает высокую пространственную однородность структуры материала. В данном примере исследуется характер распределения зерен наполнителя. В приведенном методе выделяется наполнитель с помощью введения порога окрашенности пикселей и далее оценивается прямым измерением распределение его зерен по их размеру (средний радиус эквивалентного диска) (рис.1). По данным этих распределений хорошо видно как был измельчен наполнитель и смешан с матрицей.



а б

Рис. 1. Визуальное распределение зерен наполнителя при различном времени процесса волнового смешивания: а - 1 минута: б - 120 минут (черным цветом обозначен наполнитель)

В таблице 1 приведены статистические данные по размерам зерен (площадь) и статистическим отклонениям в зависимости от длительности процесса смешивания. Данные приведены в пикселях (*pk*). Зерна наполнителя были выделены сегментацией по методу порогов.

При смешивании происходит как измельчение, так агрегация мелких зерен в более крупные зерна. На рис.1б видно большое количество зерен с размерами от 0,3 мм и до 1,2 мм, тогда как в первые минуты процесса было достаточно большое количество крупных зерен наряду с мелкими зернами.

Таблица 1

Результаты структурного анализа наполнителя по размерам зерен и статистическим данным

Время *t*, минут	Площадь зерна S_z, *pk*	Медианное значение, *pk*	Среднеквад-ратическое отклонение, *pk*	Интер-квартиль-ный размах (*IQR*), *pk*
1	300,3	28,0	1356,4	49,8
15	120,2	36,0	239,8	92,0
60	118,5	41,0	240,2	76,0
90	89,2	40,0	132,6	64,0
120	93,7	43,0	145,0	78,0

На рис. 2 приведено распределение зерен наполнителя по величине среднего радиуса эквивалентного диска - основное количество зерен находится в пределах от 0,5 мм и до 2,0 мм (рис.2в). Отличие в том, что после смешивания (измельчения) размер зерен стал менее 4 мм, тогда как до процесса смешивания (измельчения) был 12 мм (рис. 2а).

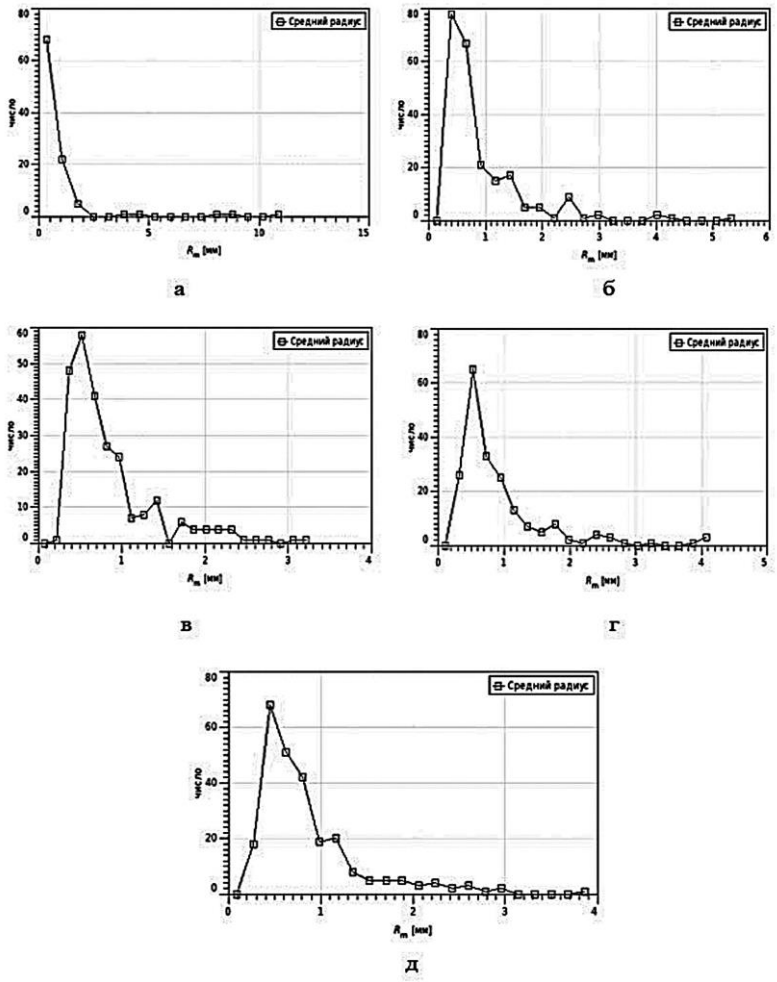


Рис. 2. Распределение числа зерен наполнителя по их размеру R_m(средний радиус эквивалентного диска) при волновой технологии смешивания композиционного материала: а - t=1 минута; б - t=15 минут; в - t=60 минут; г - t=90 минут; д - t=120 минут

Вариант при времени смешивания *t*=120 минут несколько хуже по распределению центра масс наполнителя - центр сдвинулся на величину 0,38 мм, и появилось неравномерность распределения зерен наполнителя по изображению материала - фрактальная размерность снизилось со значения *D*=1,8229 до *D*=1,7678 (рис.3б, рис.3в). Чем ближе фрактальная размерность изображения для данной смеси (ПКМ) к значению 2, тем больше оснований данный материал рассматривать как однородный.

На рис. 3 приведены изображения границ зерен наполнителя в композиционном материале. По мере смешивания компонентов ПКМ массовая доля наполнителя в проекции изображения уменьшается. Наполнитель равномерно распределяется по всему объему материала, тогда как в начале процесса наполнитель в большей массе был ближе к поверхности. В начале процесса массовая доля наполнителя на поверхности уменьшалась, а после 90 минут обработки несколько увеличилась с 18,36% до 18,82%, при этом относительный показатель суммарного периметра зерен уменьшился с 0,541 до 0,483.

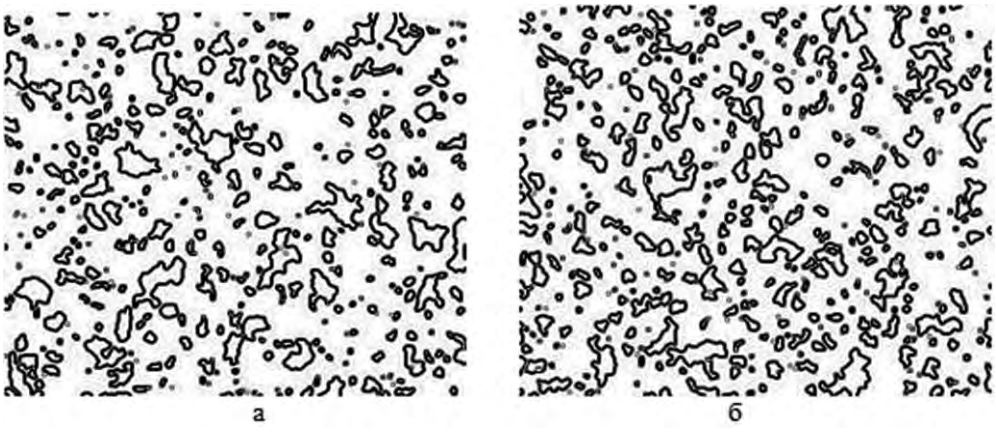


Рис. 3. Границы зерен наполнителя в ПКМ при различном времени смешивания компонентов (матрицы и наполнителя): а - 90 минут; б - 120 минут

По полученным характеристикам распределения зерен, их размерам и степени заполнения наполнителя поверхности смеси (ПКМ) можно сделать вывод, что последние 30 минут обработки смеси материала не привело к значительному улучшению его однородности. Даже относительный суммарный периметр зерен несколько уменьшился, хотя распределение зерен по их размеру изменилось в сторону уменьшения. Это означает, что уменьшилось отношение периметра зерен к их радиусу – границы зерен менее изрезаны.

Следующий пример, сравним две технологии получения заготовок лопаток газотурбинного двигателя (ГТД) (старая и новая технология). Новая технология - изотермическое РКУП прессование заготовок по режиму в температурном интервале 600-700 ºС и уровне накопленной деформации $\varepsilon = 3$, и последующую прямую экструзию при 300ºС с уровнем деформации $\varepsilon = 0{,}6$. Такая обработка позволила получить размер структурных элементов в заготовке ~ 0,5 мкм (рис. 4б).

Проведенные исследования механических свойств заготовок лопатки в нагруженном состоянии представлены в табл. 2. А структурные характеристики материалов, полученных по приведенным технологиям, показаны в табл. 3.



а *б*

Рис.4 Изображения микрошлифов материалов полученных разными технологиями: серийная (а); предлагаемая (б)

Таблица 2

Механические свойства заготовки лопатки ГТД в НС состоянии

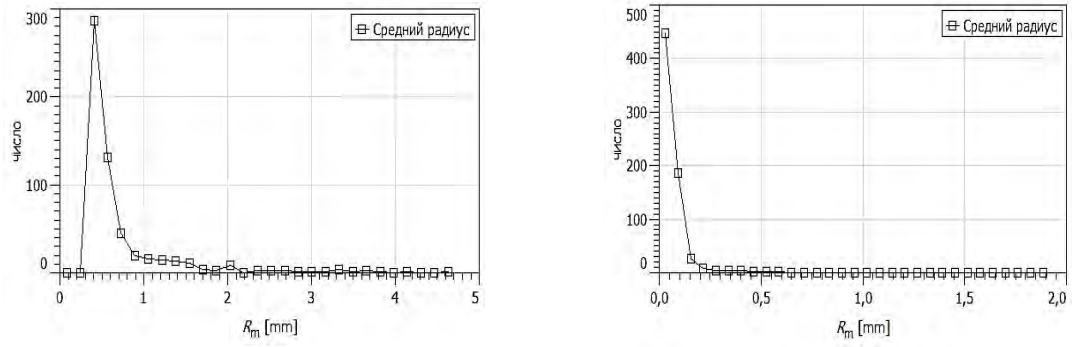
Технология	Структурное состояние	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ	δ	D
Серийная	КЗ	1030±18	920±21	≥8	≥2	2,643
Предлагаемая	НС	1260±20	1180±22	≥8	≥2	2,858

Таблица 3

Структурные характеристики материала

Параметры микрошлифа	Технологии	
	Старая	Новая
Число зёрен:	816	945
Средняя площадь зерна, ед.изм^2	9,866	8,190
Средний размер зерна, ед.изм	1,697	1,559

На рис.5 приведены распределения среднего радиуса зерен в материале полученной по старой и новой технологиям. Новая технология привела к увеличению числа зерен в структуре материала, уменьшению их среднего размера и как следствие к уменьшению межграничному интервалу, что позволило увеличить предел прочности материала (см. табл. 2).



а *б*

Рис.5 Средний радиус зерен: серийная (а); предлагаемая (б)

Учет фрактальной размерности изображений микрошлифов показал, что увеличение $\sigma_в$ использование новой технологии приводит к росту фрактальной размерности изображения. Повышение фрактальной размерности означает, что структура материала стало более однородной.

Таким образом, приведенные методы и их совокупность позволяют оценивать структуру материала с помощью геометрических характеристик его изображения. Распределение зерен в конструкционном материале, их пространственную однородность в сечении материала, масштабная значимость размеров зерен и их количества позволяют оценить однородность материала и эффективность технологического процесса.

Литература

1. Ганиев С.Р., Касилов В.П., Курменев Д.В., Пустовгар А.П. Исследование возможностей получения новых полимерных конструкционных материалов с улучшенными характеристиками при помощи волновых технологий. Труды научной конференции «Деформирование и разрушение композиционных материалов и конструкций. Deformation and failure of composite materials and structures», ИМАШ РАН, Москва, Россия, 10-13 ноября 2014 г., - С. 44

2. Рудской А.И. Технологические основы получения ультрамелкозернистых металлов : учеб. пособие / А. И. Рудской, Г. Е. Коджаспиров. – 2-е изд., перераб. и доп. – СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2012. – 247 с.

УДК 620.1

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТНЫХ ПЛАСТИН ПРИ ЛОКАЛЬНОМ УДАРЕ С ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМ ПОДТВЕРЖДЕНИЕМ [1]

NUMERICAL MODELING OF LOCAL IMPACT OF POLYMER COMPOSITE MATERIAL

Балданов А. Б.– ст. преп.[1], **Бохоева Л. А.**–д. т. н., проф.[1,2], **Иванов Ю.Н.** – к.т.н., доц.[2]
[1]Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, Улан-Уде,
[2]Иркутский национальный исследовательский технический университет, Иркутск
e-mail:aldarbaldanov@gmail.com

Abstract. The results of numerical simulation of the process of high-speed impact of a multilayer fiberglass plate are presented, the kinetic energy of the impactor is determined with experimental confirmation. Nonlinear analysis of a three-dimensional model by the finite element method, implemented in the ls-dyna software package, was used for numerical calculation of a high-speed collision. To verify the numerical models, high-speed impact tests were carried out. The experimental results confirmed the adequacy of the numerical model proposed in this paper
Keywords: impact, composite materials, ls-dyna, experiment, model.

Аннотация. Представлены результаты численного моделирования процесса скоростного удара многослойной пластины из стеклопластика, определена кинетическая энергия ударника с экспериментальным подтверждением. Для численного расчета скоростного соударения использован нелинейный анализ трехмерной модели методом конечных элементов (МКЭ), реализованный в программном комплексе ls-dyna. Для проверки результатов численного расчета проведены испытания на скоростной удар. Экспериментальные результаты подтвердили адекватность численной модели, предложенной в данной работе.
Ключевые слова: удар, композиционные материалы, LS-DYNA, эксперимент, модель.

Введение. Использование композитных материалов (КМ), таких как стеклопластики, углепластики, боропластики и др., возросло за последние десятилетия благодаря их высоким механическим свойствам и коррозионной стойкости. Хотя эти материалы обладают хорошими весовыми и прочностными свойствами, их применение часто ограничивается уязвимостью к ударным воздействиям [1–4].

Применение к исследованию данной проблемы современных компьютеров и численных методов позволяет на этапе предварительного проектирования конструкций из КМ оценить степень получаемых повреждений при различных скоростях удара [5]. В работах [2, 4–7] представлены численные расчеты процесса разрушения композиционного материала при ударе. Авторы работ [8] провели численное моделирование удара и экспериментальное определение предельной стойкости элементов конструкции. Численное моделирование скоростного взаимодействия твердых тел должно воспроизвести и учесть характерные особенности физических процессов, протекающих при столкновении тел, поэтому цель работы теоретически и практически важна.

В данной работе рассматривается численное моделирование процесса разрушения композитных пластин при локальном ударе. Многослойная пластина $[0/90/0/90/0]_2$ из стеклопластика размером 18х12 см жестко закреплена по торцам, изготовлена из десяти слоев по технологии прессования [9]. Ударник смоделирован как жесткое

[1]Работа выполнена при поддержке гранта – молодые ученые ВСГУТУ 2022, в рамках программы «Приоритет-2030» ИРНИТУ «i.DIT».

недеформируемое тело, скорость ударника - 340 м/сек, что соответствует размерам и скорости пули long-rifle [10].

Расчет проводился в режиме двойной точности. Для моделирования многослойной пластины, подверженной динамическому нагружению, был использован пакет LS-DYNA со встроенным модулем MAT_54, описанный в работе Ченга и Холлквиста [11]. В результате расчета получена зависимости кинетической энергии (Дж) ударника от времени (мкс), при первоначальной скорости 340 м/с (рис. 1). Кинетическая энергия ударника падает в момент контакта с ударником, начинается постепенный рост повреждений и внутренних расслоений [12]. Для проверки численных моделей были проведены испытания на соударение ударника с многослойной пластиной. Сравнение результатов теоретического расчета и эксперимента показали, что размеры повреждений до пробития ударником пластины (рис. 2.а, б) и после пробития ударником пластины (рис. 2.с, д) совпадают с экспериментом. Экспериментальные результаты подтвердили адекватность предложенной в данной работе численной модели. Использование модуля MAT_54 позволяет моделировать ударные воздействия в сложных композитных конструкциях.

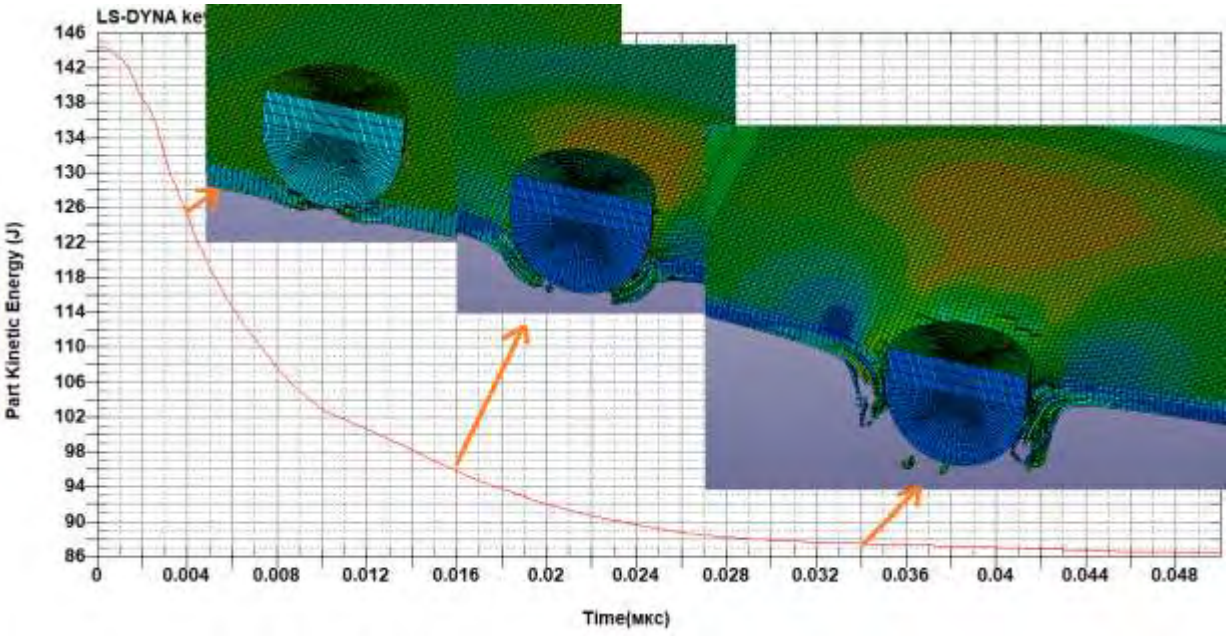
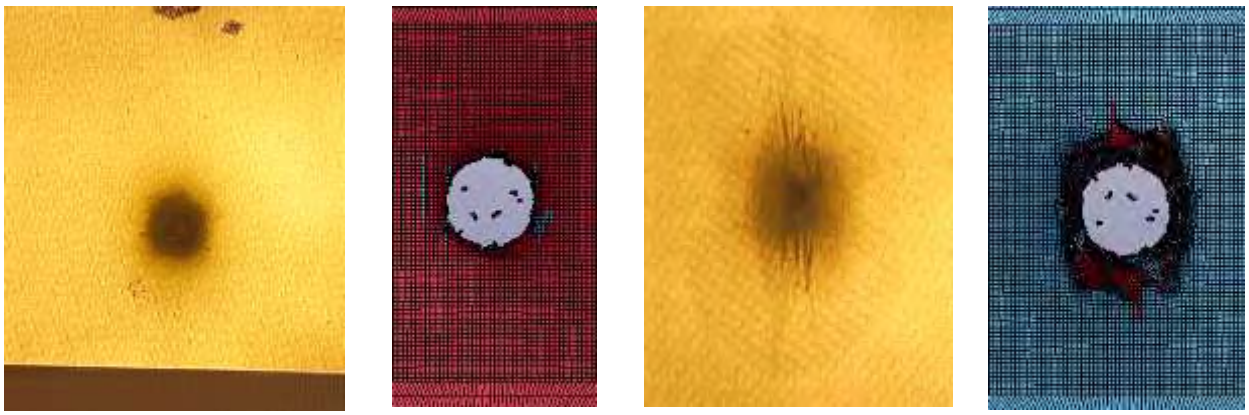


Рис. 1. Зависимость кинетической энергии (Дж) ударника от времени (мкс)



а б с д

Рис. 2. Результаты соударения ударника с многослойной пластиной: до пробития ударником пластины а – эксперимент, б - численный расчет; после пробития ударником пластины с- эксперимент, д –численный расчет

Литература

1. Бохоева Л. А., Балданов А. Б., Рогов В. Е., Чермошенцева А. С., Амин Т. Влияние добавления нанопорошков на прочность многослойных композитных материалов. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021;87(8): с. 42–50. https://doi.org/10.26896/1028-6861-2021-87-8-42-50
2. Лебедев И. К. Эксплуатационная долговечность элементов авиаконструкций из композиционных материалов. Дис. … канд. техн. наук. Москва, МГТУ ГА, 2011, 212 с.
3. Бохоева Л. А., Перевалов А. В., Чермошенцева А. С., Курохтин В. Ю., Лыгденов Б. Д., Рогов В. Е. Экспериментальное определение характеристик сопротивления усталости изделий авиационной техники // Вестник ВСГУТУ. 2013. № 5 (44), с. 46–53.
4. Бохоева Л. А. Исследование устойчивости пластин с дефектами в нелинейной постановке // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2008. № 2, с. 22–27.
5. Балданов А. Б., Бохоева Л. А., Бочектуева А. С. Моделирование процессов деформирования и разрушения слоистых композиционных материалов при локальном ударе. Динамика систем, механизмов и машин. 2021. 9(1), с. 2–7.
6. Abrate S. Impact on laminated composite materials. Applied Mechanics Reviews. 1991. 44(4). DOI:10.1115/1.3119500.
7. Hall Z.E.C., Liu J., Brooks R.A., Liu H., Crocker J.W.M., Joesbury A.M., Harper L.T., Blackman B.R.K., Kinloch A.J., Dear J.P. The effectiveness of patch repairs to restore the impact properties of carbon-fibre reinforced-plastic composites. Engineering Fracture Mechanics. 2022. 270, pp. 108570. DOI:10.1016/j.engfracmech.2022.108570.
8. Sevkat E., Liaw B., Delale F., Raju B. B. A combined experimental and numerical approach to study ballistic impact response of S2-glass fiber/toughened epoxy composite beams. Composites Science and Technology. 2009. 69(7–8), pp. 965–982. DOI:10.1016/j.compscitech.2009.01.001.
9. ГОСТ 33347-2015. Композиты полимерные. Производство пластин прессованием для изготовления образцов для испытаний (ISO 1268-3:2000, MOD). Москва, 2015.
10. Под ред. А. Бхатнагара. Легкие баллистические материалы. Москва, Техносфера, 2011. 392 с.
11. Cheng W., Hallquist J. Implementation of three-dimensional composite failure model into DYNA3D. Livermore Software Technol Corporation, 2004.
12. Жихарев М. В. Оценка прочности высоконагруженных пластин из композитных материалов при локальном ударном воздействии. Дис. ... канд. техн. наук: 01.02.04. Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 2019. 125 с.

УДК 539.3,539.4

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТОВ ПО СКАЛЫВАНИЮ КРОМОК ОБРАЗЦОВ КЕРАМИКИ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИМ ИССЛЕДОВАНИЯМ

NUMERICAL SIMULATION OF EXPERIMENTS ON EDGE CHIPPING OF CERAMIC SPECIMENS AS APPLIED TO MATERIAL SCIENCE RESEARCH

Батанова О.А. - к.т.н., с.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: olalgor@list.ru

Abstract. An overview of the results of numerical simulation and a comprehensive computational and experimental study of the mechanical properties of ceramics by the edge chipping tests is given. Experiments on the edge chipping tests were carried out using conical diamond indenters with a spherical tip. As a result of the research, a curve of edge chipping resistance was obtained. Curve of edge chipping resistance proposed as a mechanical characteristic of materials. This curve gives an integral characteristic of the fracture resistance of ceramic materials and can be used to evaluate and compare the mechanical properties of ceramics at the stage of exploratory material science research.
Key words: edge chipping tests, conical diamond indenter, ceramics, numerical modeling.

Аннотация. Приведён обзор результатов численного моделирования и комплексного расчётно-экспериментального исследования механических свойств керамики методом скалывания кромки образца. Эксперименты на скалывание кромки образца выполнены с помощью конических алмазных инденторов со сферическим наконечником. В результате исследований получена кривая сопротивления скалыванию кромки. Она предложена в качестве механической характеристики материалов. Данная кривая даёт интегральную характеристику сопротивления разрушению керамических материалов и может применяться для оценки и сравнения механических свойств керамики на этапе поисковых материаловедческих исследований.
Ключевые слова: скалывание кромки образца, конический алмазный индентор, керамика, численное моделирование.

При определении сопротивления разрушению конструкционной, функциональной и биомедицинской керамики применяется метод скалывания кромки образца с помощью инденторов. Такие исследования проводятся в США, Канаде, Израиле, Франции, Украине, Бразилии, Китае, Германии и ряде других стран. Преимуществом метода скалывания кромки образца коническими инденторами со сферическим наконечником является то, что он не требует предварительного создания трещины. В работах [1-3] приведены результаты расчётного исследования испытаний на скалывание кромок образцов керамики на основе нитрида кремния ((Y_2O_3, Al_2O_3) – SN), диоксида циркония (Y-TZP) и наноламинатной керамики (Ti_3AlC_2). Расчётный анализ, проведённый на базе конечно-элементного моделирования с использованием программного комплекса ANSYS, позволил найти общие закономерности сопротивления разрушению керамики в процессе испытаний инденторами с разными радиусами скругления сферического наконечника (R = 100 мкм, R = 200 мкм и R = 400 мкм) и оптимизировать эксперименты. Проведённые, с учётом условий геометрического подобия, расчётные исследования для конических алмазных инденторов с разными радиусами скругления сферического наконечника позволили установить оптимальные диапазоны расстояний от центра индентора до кромки образца, а также получить для каждого испытанного материала единую кривую сопротивления скалыванию кромки в виде зависимости

нормализованного разрушающего усилия P_f/K^2 от нормализованного параметра d/R. d - расстояние от центра внедрения индентора в поверхность образца до его кромки, R – радиус скругления индентора, K - коэффициент подобия, который определяется как отношение текущего радиуса скругления наконечника индентора к радиусу R = 200 мкм. Для R = 100 мкм K = 0.5, для R = 200 мкм K = 1, для R = 400 мкм K = 2. Зависимость $P_f/K^2(d/R)$ названа сопротивлением скалыванию кромки [2]. Единая кривая сопротивления скалыванию кромки для конических алмазных инденторов с различными радиусами скругления была предложена в качестве механической характеристики материалов. При испытаниях на скалывание кромки образца разрушение начинается с образования первичной поверхностной трещины близкой по форме к окружности, обусловленной достижением предельного напряжённого состояния. Затем возникают две вторичные поверхностные трещины (трещины бифуркации). Образовавшиеся поверхностные трещины распространяются вглубь образца, приводя к образованию скола На рис. 1 представлен скол в стадии формирования.

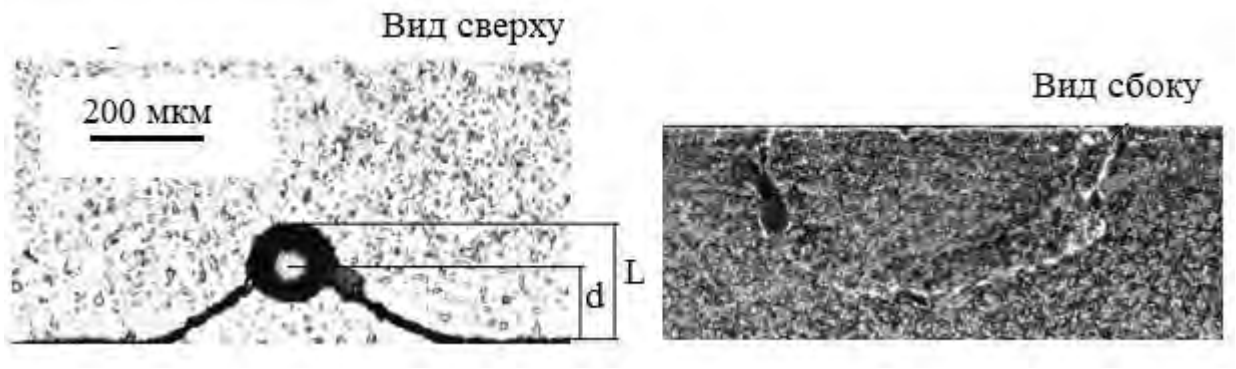


Рис. 1. Скол в стадии формирования. Образец из наноламинатной керамики (Ti_3AlC_2).

Отражая все перечисленные процессы кривая сопротивления скалыванию кромки даёт интегральную характеристику сопротивления разрушению керамики. Благодаря этому возможно применение этой кривой для оценки и сравнения механических свойств материалов на этапе их создания. В качестве примера на рис. 2 приведена единая кривая сопротивления скалыванию кромки для наноламинатной керамики (Ti_3AlC_2).

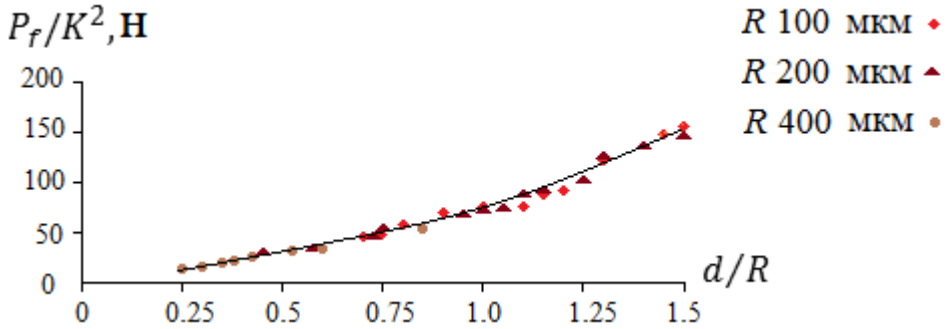


*Рис. **2.** Единая кривая сопротивления скалыванию кромки для инденторов с радиусами скругления наконечника R = 100 мкм, R = 200 мкм и R = 400 мкм. Образцы из наноламинатной керамики (Ti_3AlC_2).*

В работе [4] приведены результаты применения предложенного метода для оценки и сравнения механических свойств керамических материалов. Эксперименты по скалыванию кромки образцов из керамики впервые были осуществлены в России на основе собственных методик кафедры Технологии металлов НИУ "Московский

энергетический институт". В экспериментах исследовались керамические материалы на основе диоксида циркония, разработанные в ИМЕТ РАН. Цель исследования - изучение влияния температуры спекания на сопротивление разрушению керамики. Проведённое на основе зависимости $P_f/K^2(d/R)$ (сопротивление скалыванию кромки), сравнение свойств диоксида циркония (3Y – TZP), полученного при различных температурах спекания (T = 1450 ^{o}C, T = 1500 ^{o}C, T = 1550 ^{o}C), позволило установить, что наибольшее сопротивление скалыванию кромки оказали образцы, полученные при температуре спекания T = 1500 ^{o}C (Рис. 3).

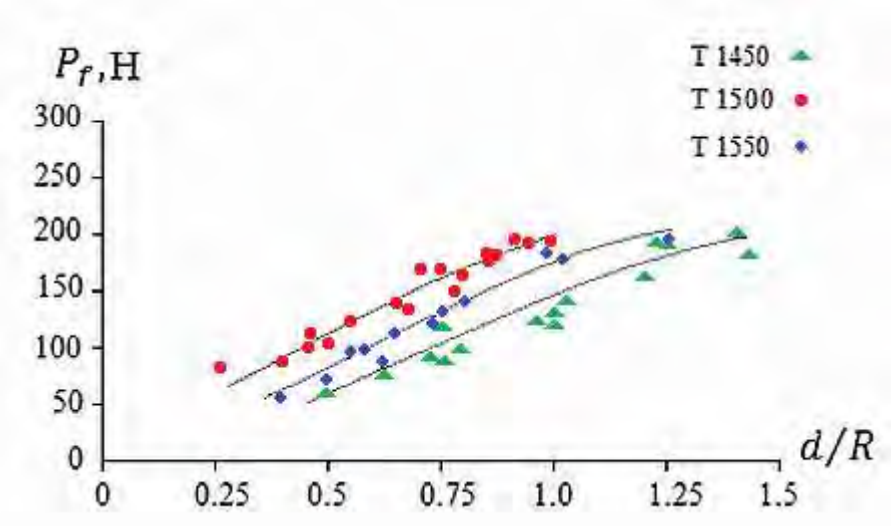


Рис. 3. Сопротивление скалыванию кромки образцов из диоксида циркония (3Y – TZP). Радиус скругления наконечника индентора R = 200 мкм.

Предложенный метод может эффективно применяться для оценки и сравнения механических свойств материалов на стадии поисковых материаловедческих исследований, при проведении которых возникает необходимость варьирования ряда технологических параметров.

Литература

1. Batanova O.A., Gogotsi G.A., Matvienko Yu.G. Numerical modeling edge chipping tests of ceramics // Eng. Frac. Mech. 2014. V. 132. P. 38 – 47.
2. Batanova O.A., Gogotsi G.A., Matvienko Yu.G. Unified curve of the edge chipping resistance in connection with the rounding radius indenter // Eng. Frac. Mech. 2017. V. 178. P. 265 – 278.
3. Gogotsi G.A., Batanova O.A., Matvienko Yu.G. General regularities of edge chipping tests for ceramics in the case of conical indenters with different rounding tip // Mechanics of Materials. 2019. V. 132. P. 86 – 92.
4. Batanova O.A., Matvienko Yu. G., Marchenkov A.Yu., Matyunin V.M., Obolkina T.O., Smirnov S.V. Analysis of the Influence of Sintering Temperature on the Fracture Resistance of Ceramics Based on Experiments on Chipping of a Sample Edge // Journal of Machinery Manufacture and Reliability 2022. V. 51. No. 4. P. 294–299.

УДК 620.172.246, 620.111.3

ВЛИЯНИЕ СМЕШАННЫХ МОД НАГРУЖЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

INFLUENCE OF MIXED LOADING MODES ON NON-DESTRUCTIVE TESTING PARAMETERS

Белецкий Е.Н.[1] – м.н.с., **Левин В.П.** [1,2] – с.н.с.
[1] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)
[2] Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)»
e-mail: enbel@mail.ru

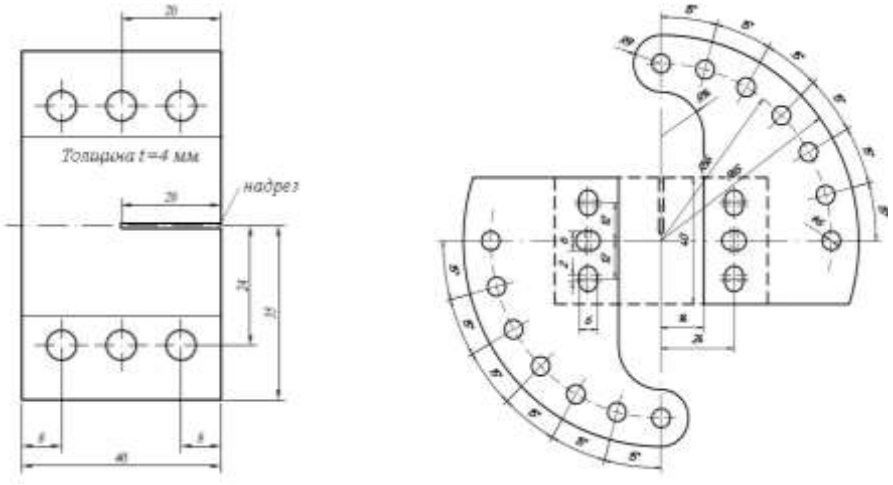
Abstract. Notched specimens made of 30KhGSA steel were tested under the condition of mode I, in which the fracture surface is perpendicular to the loading direction (90°), and under the mix mode loading at an angle of 45° and 15°. To implement shear loading, Richard grips are used, which allow varying the type of loading. In the process of testing, the parameters of non-destructive testing were measured: the attenuation coefficient of longitudinal ultrasonic waves at a frequency of 10 and 20 MHz, the eddy current parameter and the coercive force. In the process of loading during stops, replicas were taken to assess the real damage on the side surface of the test specimens. The influence of the direction of application of the load on the parameters of non-destructive testing was found. With an increase in the shear component, the attenuation coefficient of the ultrasonic wave decreases; upon transition from the elastic region of deformation to the plastic region at θ = 90˚, the values of the eddy current parameter are higher than at θ = 45˚. To evaluate the effect of pre-cyclic loading, the specimens were subjected to cyclic deformation at 40% of relative fatigue life. The effect of pre-cycling leads to an increase in the attenuation coefficient of ultrasonic testing α both under mode I (θ=90˚) and in the presence of a shear component (θ =45˚). A correlation is observed between the eddy current parameter of the non-cycled and cycled samples. With an increase in the degree of deformation, an increase in the coercive force in non-cycled samples and its decrease after preliminary cycling were found.
Key words: mixed modes loading, shear, ultrasound attenuation coefficient, eddy current parameter, coercive force.

Аннотация. Проведены испытания образцов с надрезом из стали 30ХГСА в условии отрыва, при котором поверхность излома перпендикулярна направлению нагружения (θ=90°), и сдвига под углом θ=45° и θ=15°, где θ – угол между направлением оси нагружения и линии надреза. Для реализации сдвигового нагружения использованы захваты Ричарда, позволяющие варьировать угол нагружения θ. В процессе испытаний были измерены параметры неразрушающего контроля: коэффициент затухания продольных ультразвуковых волн на частоте 10 и 20 МГц, вихретоковый параметр, коэрцитивная сила. Обнаружено влияние направления приложения нагрузки на параметры неразрушающего контроля. Наличие сдвиговой компоненты, вероятно, приводит к упрочнению материала, что снижает коэффициент затухания α при деформации $\mathcal{E}$*>0,5. Сдвиговая компонента приводит к повышению вихретокового параметра в области больших пластических деформаций. В образцах, подвергнутых предварительной циклической деформации N/N_f=0,4, где N-текущее число циклов нагружения, а N_f – число циклов, при котором наступает разрушение образца, коэффициент затухания УЗК α имеет большие значения, чем при чистом отрыве (θ=90˚) нагружения, чем при наличии сдвиговой компоненты (θ =45˚). Значения вихретокового параметра H_{BT} после предварительного циклирования больше, чем в нециклированном образце. С увеличением

степени деформации обнаружено увеличение коэрцитивной силы в нециклированных образцах и ее снижение после предварительного циклирования.
Ключевые слова: смешанные моды нагружения, сдвиг, отрыв, коэффициент затухания ультразвука, вихретоковый параметр, коэрцитивная сила.

Элементы летательных аппаратов и конструкций подвержены воздействию различных комбинаций мод нагружения, приводящих к образованию микротрещин, ориентированных под различными углами к направлению нагрузки. Для повышения точности прогнозирования ресурса конструкций необходимо проведение исследований в условиях смешанных мод нагружения [1,2], например, при комбинации отрывной моды I и сдвиговой моды II методами неразрушающего контроля [3].

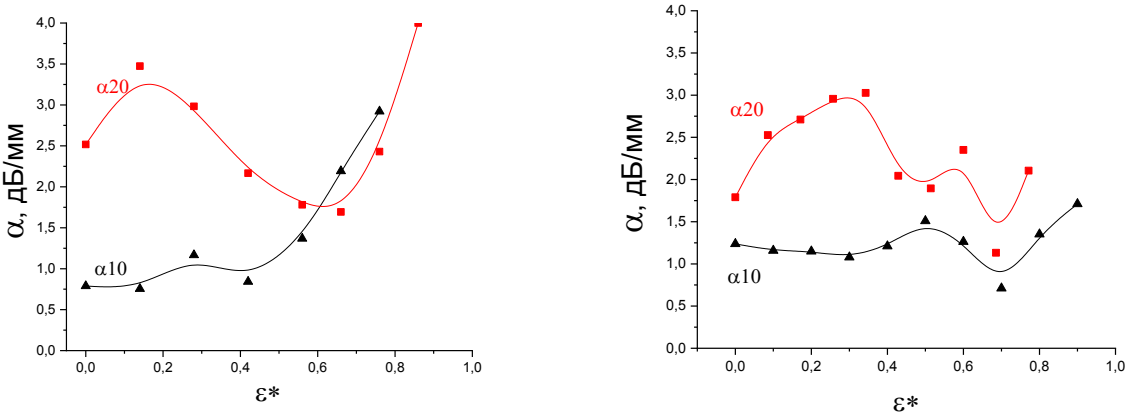
В ходе данного исследования проводили испытания компактных образцов с надрезом из стали 30ХГСА с ферритно-перлитной структурой и средним размером зерна 30 мкм. Геометрия таких образцов (рис. 1, а) позволяет получить смешанный, первый или второй тип нагружения. Приложение нагрузки к образцу осуществляется посредством серповидных захватов (рис. 1, б), которые предложил Richard [1]. Отверстия в захватах позволяют изменять тип нагружения от чистого отрыва (тип I) до чистого сдвига (тип II). В данной работе проведены испытания образцов на чистый отрыв при растяжении под углом θ =90° к оси нагружения, а также на смешанное нагружение (тип I+II) при θ =45°, θ =15°. Перед испытанием образцы были проциклированы до относительной долговечности 40% для заданного уровня напряжения с частотой нагружения 10 Гц, после чего были подвергнуты растяжению на разрывной машине Instron 3382 со скоростью деформирования 0,5 мм/мин. Во время остановок испытательной машины были проведены измерения параметров неразрушающего контроля. Для измерения коэффициент затухания продольных ультразвуковых волн на частотах 10 и 20 МГц был использован дефектоскоп фирмы Panametrics «Epox-4». Измерения вихретокового параметра были проведены дефектоскопом ВД – 90НП, коэрцитивной силы – магнитным структуроскопом МС-10.



(а) (б)

Рис. 1. Геометрия образца (а) и конфигурация захватов с образцом (б) для реализации отрыва, сдвига или смешанных мод нагружения при растяжении

На рисунке 2 приведены результаты измерений коэффициента затухания продольных ультразвуковых волн α от относительной деформации $\mathcal{E}$*. Наличие сдвиговой компоненты, вероятно, приводит к упрочнению материала и соответствующему снижению коэффициента затухания α при значении относительной деформации $\mathcal{E}$*>0,5.



(а) (б)

Рис. 2. Изменение коэффициента затухания ультразвука на разных частотах (10 и 20 МГц) от относительной деформации Ɛ при разных углах приложенного напряжения: а) θ =90˚, б) θ =45˚*

Обнаружено, что в условиях смешанных мод нагружения (θ=45˚) значения вихретокового параметра $H_{ВТ}$ меньше, чем в условиях чистого отрыва, однако, при большем значении сдвиговой компоненты (θ =15˚) наблюдается увеличение $H_{ВТ}$ при относительной деформации $Ɛ$*>0,5 (рис. 3).

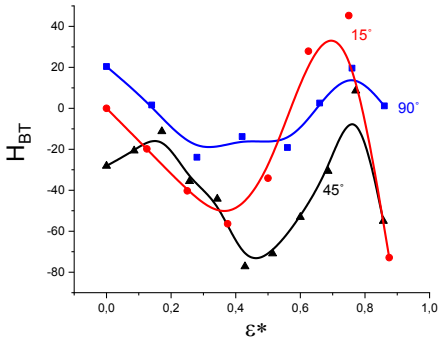
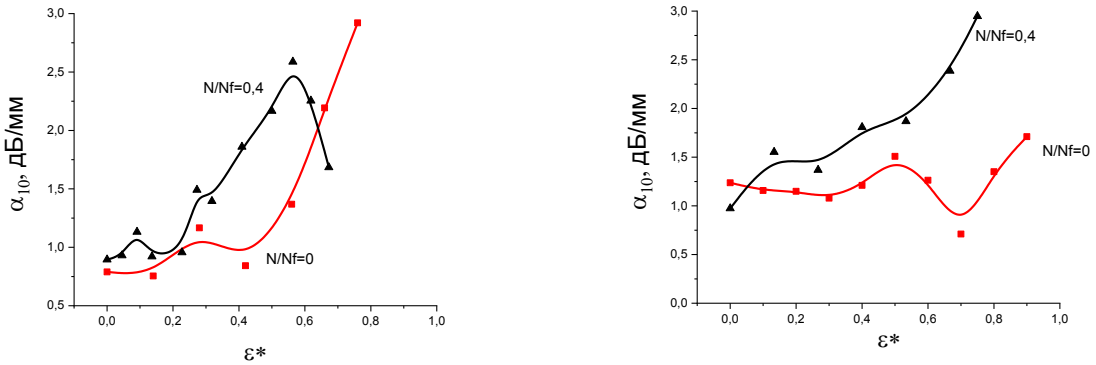


*Рис. 3. Изменение вихретокового параметра $H_{ВТ}$ от относительной деформации Ɛ**

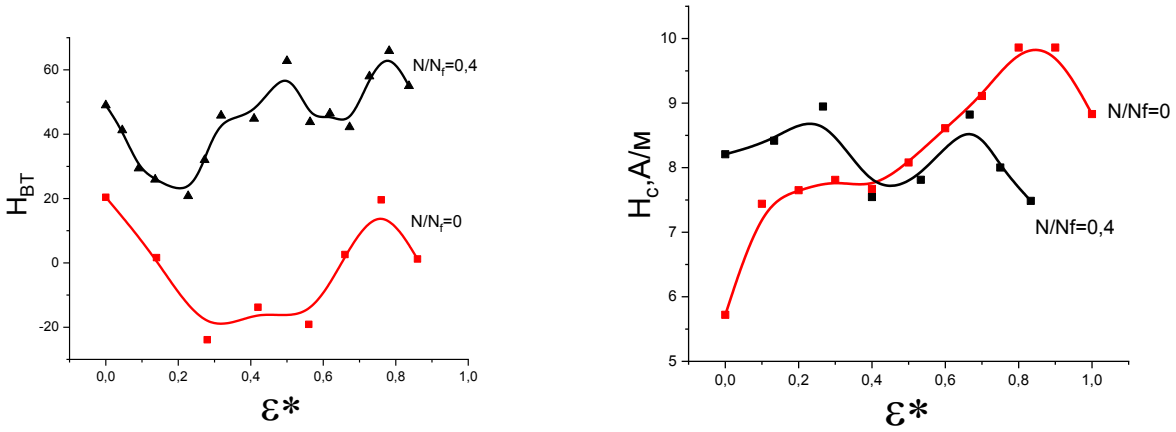
Влияние предварительного циклирования приводит к росту коэффициента затухания α для всех испытанных образцов (Рис. 4), однако при относительной деформации $Ɛ$*>0,5 наблюдается падение значений коэффициента затухания образца, испытанного на чистый отрыв (Рис. 4, а) в результате формирования зоны пластической деформации, сопоставимой с размерами датчика.



(а) (б)

Рис. 4. Изменение коэффициента затухания ультразвука на частоте 10 МГц от относительной деформации Ɛ при условии чистого отрыва θ=90˚ (а) и смешанных мод нагружения θ=45˚ (б)*

Изменения вихретокового параметра H_{BT} и коэрцитивной силы H_C после предварительного циклирования испытанных образцов в условиях смешанных мод нагружения представлены на Рис. 5. Обнаружено, что изменения вихретокового параметра H_{BT} подобны как в исходном образце, так и в образце после предварительного циклирования. Величина коэрцитивной силы после циклирования практически не меняется, что говорит об упорядочении доменной структуры после циклического нагружения.



(а) (б)

Рис. 5. Изменение вихретокового параметра H_{BT} в условиях чистого отрыва $\theta=90^\circ$ (а) и коэрцитивной силы H_c при угле нагружения $\theta=45^\circ$(б) от относительной деформации ε^*

Литература

[1] Richard H.A., Benitz K. A loading device for the creation of mixed mode in fracture mechanics // Int Journ Fract. 1983. Vol. 22. pp. 55–58.

[2] Солдатенков А.П., Ботвина Л.Р., Тютин М.Р. и др. Особенности разрушения малоуглеродистой стали в условиях сдвига, отрыва и смешанных мод нагружения // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 6. С. 2–10.

[3] Неразрушающий контроль: Справочник: В 8 т. / Под общ. ред. В.В. Клюева. – 2-е изд., испр. – М.: Машиностроение, 2006.

УДК 621.891.22

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНЫМИ АДДИТИВНЫМИ ТЕХНОЛОГИЯМИ

DETERMINATION OF THE CHARACTERISTICS OF METAL-CERAMIC MATERIALS OBTAINED BY LASER ADDITIVE TECHNOLOGIES

Бирюков В.П.[1] – к.т.н, в.н.с.

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;

e-mail: laser-52@yandex.ru

Abstract. The paper presents the results of metallographic and tribotechnical studies of multicomponent and metal-ceramic coatings based on iron and with the addition of nano-carbides of tantalum, respectively. It is shown that nano additives contribute to the grinding of the structure of the deposited coatings. The performance of laser surfacing with transverse beam oscillations increases compared to processing with a defocused beam. The ultimate load capacity of coatings significantly exceeds the base material.

Key words: laser surfacing, microhardness, jamming load.

Аннотация. В работе представлены результаты металлографических и триботехнических исследований многокомпонентных и металлокерамических покрытий на основе железа и с добавлением нано карбидов тантала соответственно. Показано, что нано добавки способствуют измельчению структуры наплавленных покрытий. Производительность лазерной наплавки с поперечными колебаниями луча возрастает по сравнению с обработкой расфокусированным пучком. Предельная нагрузочная способность покрытий значительно превышает материал основы.

Ключевые слова: лазерная наплавка, микротвердость, нагрузка заедания.

Разработка новых износостойких покрытий с использованием лазерного излучения является важным направлением исследований в машиностроении [1]. Лазерная наплавка используется в настоящее время в поверхностной инженерии, благодаря таким преимуществам как высокая плотности энергии, гибкость технологического процесса, экономии материалов, экологической чистоты процесса и отсутствием или минимальными деформациями деталей после нанесения покрытий.

В качестве подложки была выбрана нержавеющая сталь 304 [2] с размерами 40×20×10 мм. Для лазерной наплавки использовали порошки чистых металлов Co, Cr, Al, Ni и Ti с чистотой 99,9% и размером частиц 45-100 мм, и с добавлением 10 и 30 мас.% частиц карбида титана (TiC), Композитные покрытия были получены с помощью непрерывного CO_2-лазера (DL-HL-T5000B). Лазерную наплавку осуществляли при мощности излучения 2000 Вт, скорости сканирования 0,3 м/мин, диаметре пятна 3 мм, коэффициенте перекрытия дорожек 50% в защитной среде аргона. Для испытаний на износ покрытий применяли машину трения MFT-4000 с использованием схемы «плоский образец с наплавкой – шар (Si_3N_4, диаметром 5 мм)», с возвратно-поступательным движением и длиной хода 3 мм, нормальной нагрузкой 15 Н, скоростью скольжения 150 мм/мин, продолжительностью цикла 1 ч. Удельная скорость износа составила 6.529×10^{-5}, 2.636×10^{-5}, 1.098×10^{-4} и $3{,}542 \times 10^{-5}$ мм^3/Нм для образцов с покрытиями 10, 30 %TiC при нормальной температуре, и 10 и 30%TiC при 700 °C соответственно по сравнению с $2{,}437 \times 10^{-4}$ мм^3/Нм для наплавленных слоев FeCoCrAlNiTi без карбидов.

Для экспериментов по лазерной наплавке [3] была выбрана конструкционная сталь Q550 и композиционный материал, состоящий из порошка на основе железа с размером

частиц 50-105 мкм и порошка карбида вольфрама WC- с никелевым покрытием с его содержанием в шихте 0, 4, 8, 12, и 16 масс.%. Лазерная наплавка выполнялась с использованием волоконного лазера (YLS-3000, IPG Photonics) при мощности излучения 900 Вт, скорости перемещения 4 мм/с, диаметром пятна 1,8 мм с коаксиальной подачей порошка при его расходе 8,5 г/мин, с перекрытием дорожек 40% в среде аргона. Для проверки износостойкости покрытий был использована машина трения возвратно-поступательного движения (MDW-05, Китай) по схеме «плоский образец – шар (сталь GCr15, диаметром 6 мм)» с ходом 5 мм, с частотой двойных ходов 2 Гц, при нагрузке 50 Н и времени испытаний 30 минут. Микротвердость покрытий увеличивалась с ростом доли карбида вольфрама и при WC 16 мас.%, составляла 826 HV, а наплавленных слоев без карбидов 763 HV. Износостойкость образцов повышалась с увеличением содержания WC в покрытиях на основе железа. Механизм износа покрытий был в основном абразивным, с незначительным адгезионным и окислительным износом.

Эксперименты по лазерной наплавке [4] были проведены с использованием волоконного лазера IPG мощностью 4 кВт. Порошок подавался с помощью двухцилиндрового устройства подачи порошка и коаксиального сопла. В качестве подложки использовали образец из низкоуглеродистой стали с размерами 100×45×45 мм. Для наплавки использовали порошки колотого карбида титана TiC 0, 30, 40, 50, 60, 70 и 80% (60-150 мкм) и H13 (50-150 мкм). Композитное покрытие наносили на подслой выполненный порошком H13. Лазерную наплавку выполняли при плотности мощности лазера 180-220 Вт/мм^2, диаметре пятна 4 мм и скорости сканирования 0,2–0,3 м/мин в среде аргона. Микротвердость наплавленных покрытий возрастала с повышением содержания карбидов титана и составила для TiC 0, 30, 40, 50, 60, 70 и 80% - 6440, 7870, 8140, 9310, 12430 и 13650 МПа соответственно.

Для лазерной наплавки использовали подложку из стали 35 CrMo [5] с диаметром 110 мм и толщиной 10 мм. Металлические порошки на основе железа с различным содержанием углерода (1) 70% и (2) 30% получали путем смешивания в планетарной шаровой мельнице при частоте вращения 300 мин$^{-1}$ в течение одного часа. Шликерные покрытия наносили на образцы толщиной 1,2 мм. Лазерную обработку проводили при мощности излучения 4 кВт, диаметре пятна 4 мм, скорости сканирования 600 мм/с, с коэффициентом перекрытия дорожек 50% в среде аргона. Износостойкость подложки и покрытия оценивали с помощью тестера MMU-5G по схеме «палец (образец с наплавкой диаметром 15 мм) – диск (сталь 45, диаметром 43 мм, HRC 55)» при нагрузке 150 Н, на пути трения 200 м, по радиусу 21 мм, с частотой вращения 150 мин $^{-1}$, в течение 30 минут. Микротвердость покрытия составила 774 $HV_{0,3}$, что в 4 раза больше, чем у подложки. Износостойкость покрытий бала значительно выше, чем материала основы в результате формирования в нем карбидов V_8C_7 образованных в процессе наплавки.

Целями настоящей работы было определение оптимальных режимов лазерной обработки и влияние состава шихты на триботехнические свойства металлокерамических покрытий.

Материалы и методы исследования

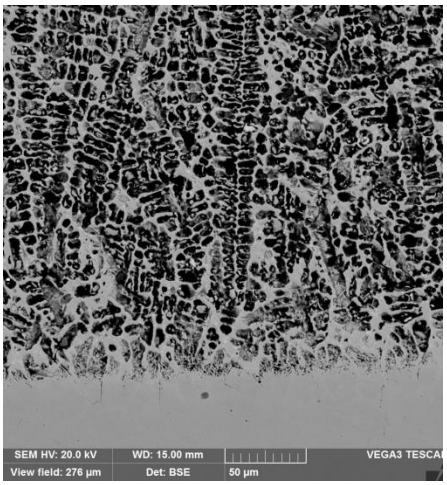
Эксперименты по лазерной наплавке выполняли на автоматизированном технологическом комплексе ИМАШ РАН. В качестве материала основы выбрана сталь 40Х2Н2МА. Образцы имели прямоугольную форму с размерами 12×20×70 мм. Для лазерной наплавки применяли композицию порошковых материалов на основе железа Fe-Cr-W-Mo-V (1) (40-100 мкм), Fe-Cr-Co-Mo (2) (45-150 мкм) в соотношении 1:3 и добавку порошка нано карбида тантала (TaC) в количестве 5 об.% с размером частиц 30-50 нм. Обработку выполняли при плотности мощности излучения 160-200 Вт/мм^2, скорости перемещения 5 – 9 мм/с, диаметре луча 2,3 – 3,2 мм. Дополнительно применяли поперечные колебания луча по направлению к скорости обработки с частотой 215 Гц.

Металлографические исследования проводили на цифровом и металлографическом микроскопах. Микротвердость определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3. . Структура и элементный состав наплавленных композиционных покрытий исследовались на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 SBH.

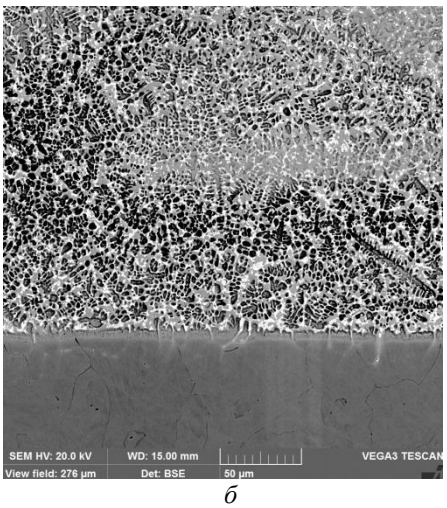
Триботехнические испытания выполняли по схеме: «широкая сторона плоского образца – торец втулки (сталь 40Х, 48-52HRC)» с подачей в зону трения масла ТП22С.

Результаты экспериментальных исследований

На рис. 1 представлены зоны сплавления композиционных покрытий Fe-Cr-W-Mo-V+ Fe-Cr-Co-Mo (рис. 1, а) и Fe-Cr-W-Mo-V+ Fe-Cr-Co-Mo+5об.%TaC (рис. 1, б). Размер зерен при лазерной наплавке без карбида тантала составлял 4-7 мкм, оси дендритов были расположены вертикально в направлении теплоотвода. При введении нано TaC размер зерен уменьшался до 2-4 мкм (рис. 1,б), а оси дендритов не имели упорядоченного характера.



а



б

Рис. 1. Микроструктуры зоны сплавления покрытий с основой: а - Fe-Cr-W-Mo-V+ Fe-Cr-Co-Mo, б - Cr-W-Mo-V+ Fe-Cr-Co-Mo+5об.%TaC

Высота и ширина единичных наплавленных валиков расфокусированным и колеблющимся лучом составили 0,6-0,85 и 0,59 – 0,83 мм 1,7 – 2,3 мм и 2,9 – 4,3 мм соответственно. Поперечное сечение зон наплавки при колебаниях луча увеличивалось в 1,5 - 2,1 раза по сравнению с наплавкой расфокусированным лучом, пропорционально этому повышалась и производительность лазерной наплавки. Образцы для триботехнических испытаний наплавляли с применением поперечных колебаний луча на оптимальных режимах с последующим их шлифованием. На рис. 2 показаны графики зависимостей изменения критических давлений, при которых наступает заедание на контакте пар трения, от скоростей скольжения.

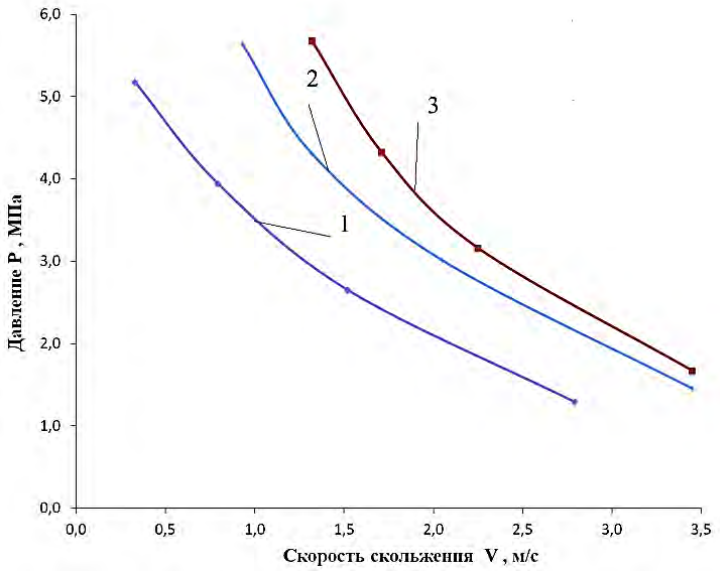


Рис. 2. Зависимости критических давлений от скоростей скольжения: 1 – сталь 40Х2Н2МА(2800 МПа), 2 - Fe-Cr-W-Mo-V+ Fe-Cr-Co-Mo (6890-7568 МПа), 3 - Fe-Cr-W-Mo-V+ Fe-Cr-Co-Mo + 5 об.% TaC (7340- 8350 МПа)

Анализ кривых давления заедания от скоростей скольжения показал, что введение 5 об. % TaC повышает нагрузочную способность контакта по скоростям скольжения с 0,23 м/с до 1,32 м/с при нагрузках 5,2 МПа для материала основы и 5,6 МПа для покрытия. При давлении на образцы 2,0 МПа эта разница несколько уменьшалась, но все равно оставалась существенной 2,0 м/с и 3,5 м/с.

Выводы

Разработана технология лазерной наплавки металлокерамических покрытий с введением 5 об.% нано карбида тантала в многокомпонентную шихту на железной основе. Приведенные данные по металлографическим исследованиям показали, что добавка TaC способствовала измельчению структуры покрытий. Производительность обработки с поперечными колебаниями выше, чем при наплавке расфокусированным лучом. Предельная нагрузочная способность при наплавке многокомпонентным сплавом и с введением добавки TaC увеличивается в 1,3 – 1,6 и 1,5 – 6 раз соответственно в зависимости от давления по сравнению с материалом основы.

Литература

1. Arif Z. et al. Laser deposition of high-entropy alloys: a comprehensive review // Opt. Laser Technol. 2022. 145. P.107447. https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107447.
2. Wu C.L. et al. Laser surface alloying of FeCoCrAlNiTi high entropy alloy composite coatings reinforced with TiC on 304 stainless steel to enhance wear behavior // Ceramics International. 2022. 48. P. 20690–20698. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.04.049.
3. Wei A. et al. Effect of WC on Microstructure and Wear Resistance of Fe-Based Coating Fabricated by Laser Cladding // Coatings. 2022. 12. P.1209. https://doi.org/10.3390/coatings12081209.
4. Chen H. et al. Coarse TiC particles reinforced H13 steel matrix composites produced by laser cladding // Surf. Coat. Technol. 2020. 395. P.125867. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125867
5. Wang C., Zhang S., Zhang C.H. et al. Phase evolution and wear resistance of in situ synthesized V8C7 particles reinforced Fe-based coating by laser cladding // Opt. Laser Technol. 2018. 105. P. 58–65. https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.02.019

УДК 621.891.22

УЛУЧШЕНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВВЕДЕНИИИ НАНОПРИСАДОК

IMPROVEMENT OF TRIBOTECHNICAL CHARACTERISTICS OF LUBRICANTS WITH THE INTRODUCTION OF NANOPREADS

Бирюков В.П.[1] – к.т.н., в.н.с., **Принц А.Н.**[1] – м.н.с., **Корноухов А.П.**[2] – к.т.н., доцент
[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;
[2]Российский университет транспорта (МИИТ), Москва, Россия
e-mail: laser-52@yandex.ru

Abstract. The paper presents the results of metallographic and tribotechnical studies of steel–bronze samples when applying MGE-10A oil to the friction zone and with additives of the Striboil additive. The obtained dependences of the changes in the friction coefficients on the pressure and the jamming load on the sliding speed showed that the application of 0.5 vol. % of the additive is optimal for this friction pair. The maximum wear resistance was obtained with a Striboil additive content of 2.0 vol%.
Key words: coefficient of friction, wear rate, additive.

Аннотация. В работе представлены результаты металлографических и триботехнических исследований образцов сталь – бронза при подаче в зону трения масла МГЕ-10А и с добавками присадки Стрибойл. Полученные зависимости изменений коэффициентов трения от давления и нагрузки заедания от скорости скольжения показали, что применение 0,5 об. % присадки является оптимальным для данной пары трения. Максимальная износостойкость получена при содержании присадки Стрибойл 2,0 об%.
Ключевые слова: коэффициент трения, интенсивность изнашивания, присадка.

В последние годы были исследованы различные наночастицы [1-3] в качестве добавок к базовым маслам для улучшения их триботехнических характеристик представляющие собой металлы Cu, Ni, Mo, Ag, Pd, оксиды металлов TiO_2, SiO_2, ZnO, ZrO_2 и CuO и сульфиды WS_2, MoS_2 и PbS_2.

Наночастицы TiO_2 были использованы в качестве добавок [4] к моторному маслу Motul 5100 4T 10 W-30, с размерами частиц 18 – 21 нм в концентрации 0,010, 0,025, 0,050 и 0,075 мас.%. Перед испытаниями на трение, для повышения стабильности во времени, подготовленные суспензии подвергали магнитному перемешиванию с последующей обработкой ультразвуком в течение 30 минут. Триботехнические испытания выполняли на четырехшариковой машине по ASTM D 4172, метод B, с погружением в пробу масла. Шарики выполнены из легированной стали марки 52100 диаметром 12,7 мм с твердостью 54-58 HRC. Испытания проводились при комнатной температуре (КТ), и при (75 ± 2) ^oC, частоте вращения 1200 $мин^{-1}$, в течение 30 минут, с нагрузкой 396 Н. Износ шариков уменьшался с увеличением содержания TiO_2. Средние значения коэффициентов трения, снижались с 0,112 до 0,05 в диапазоне от 0,01 мас.% до 0,075 мас.% TiO_2. Самый низкий коэффициент трения был получен для образца масла с содержанием TiO_2 0,075 мас.%, который снизился примерно на 60% по сравнению с чистым базовым маслом при КТ и примерно на 80% при температуре 75 °C.

В качестве базовой смазки использовалось масло [5] SAE 15W-40. Для улучшения свойств в него добавляли 0,05 об.% графитового порошка. Во время смешивания было крайне важно, чтобы гранулированный порошок не агломерировался и получал стабильную дисперсию. Для обеспечения этого был использован диспергатор алкиларилсульфонат. Определение триботехнических свойств смазки выполняли двумя способами на ротационном трибометре и возвратно-поступательном трибометре. Испытание на трение показало, что частицы графита помогли уменьшить значение среднего коэффициента трения на 33-36% и температуры в парах трения на 6 – 7%.

В качестве базового масла использовалось моторное масло [6] SAE 40. Наночастицы целлюлозы нано кристаллической (ЦНК) имели сферическую форму, и статистический анализ показал, что их средний диаметр около 75 нм. Количество добавки в смазочное масло составляло 0,1, 0,3, 0,5, 0,7 и 0,9 мас.%. Триботехнические испытания выполняли на машине трения по схеме «поршень-вкладыш». Ход поршня составлял 33 мм. Наилучшие результаты по снижению коэффициентов трения получены для наносмазок с 0,1 мас.% наночастиц ЦНК для обоих условий экспериментов, выполняемых при высокой скорости скольжения 500 об/мин и низкой нагрузке при 39,24 Н; и для низкой скорости скольжения 200 об/мин и высокой нагрузки 98,1 Н. Концентрация 0,5% ЦНК показала меньшее снижение трения по сравнению с другими концентрациями, однако они были ниже по сравнению с базовым маслом SAE40. Интересно, что снижение скорости износа до 69% наблюдалось при концентрации 0,1% ЦНК при испытании на низкой скорости (200 об/мин) и высокой нагрузке (98,1 Н).

Целями настоящей работы было определение оптимального содержания присадки для пар трения сталь-бронза для уменьшения коэффициентов трения и повышения предельной несущей способности смазочной пленки и износостойкости этой пары трения.

Материалы и методы исследования

Для проведения исследований по влиянию нано присадки Стрибойл на триботехнические характеристики пары трения сталь – бронза в количестве 0, 0,5, 2,0 и 4,0 об.%. В качестве базового масла выбрали МГЕ-10А. Образцы бронзы выполнены прямоугольной формы с размерами 12×20×70 мм. Испытания на трение и износ выполняли по схеме «широкая сторона образца бронзы (БрОФ 10-1) – торец кольцевого образца втулки (сталь 40Х, HRC 48-52). Нагрузка и скорость скольжения при испытаниях изменялись ступенчато.

Металлографические исследования выполняли на цифровом и металлографическом микроскопах. Микротвердость материала основы образцов определяли на микротвердомере ПМТ-3. Шлифы изготавливали по стандартной методике.

Результаты экспериментальных исследований

На рис. 1 представлены зависимости коэффициентов трения от давления в паре сталь 40Х (48-52 HRC) – бронза БрОФ10-1 (1970 – 2018 МПа) при различных содержаниях присадки Стрибойл.

Максимальные значения коэффициентов трения от давления 0,025 – 0,05 получены при трении с базовым маслом МГЕ -10А. С увеличением давления коэффициенты трения уменьшались для всех исследованных смазочных композиций. Минимальные значения коэффициентов трения 0,015 - 0,028 от давления получены при содержании присадки Стрибойл 0,5 об.%.

На рис. 2 представлены закономерности изменений критических давлений, при которых наступает резкое увеличение коэффициентов трения, заедание, от скорости скольжения пар трения сталь – бронза.

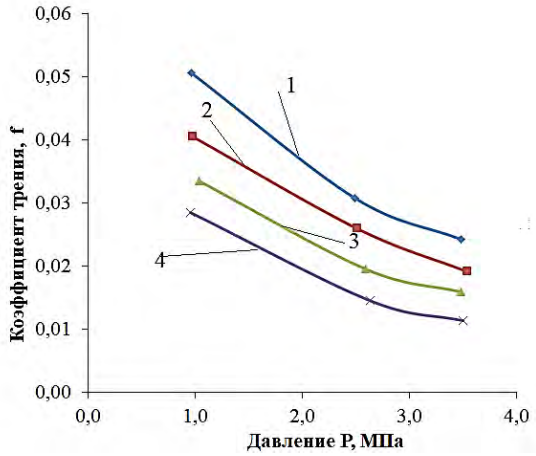


Рис. 1. Зависимости коэффициентов трения от давления в паре сталь 40Х – бронза БрОФ 10-1: 1- МГЕ-10А, 2 - МГЕ-10А+ 4%Стрибойл, 3 - МГЕ-10А+ 2%Стрибойл, 3 - МГЕ-10А+ 0,5%Стрибойл

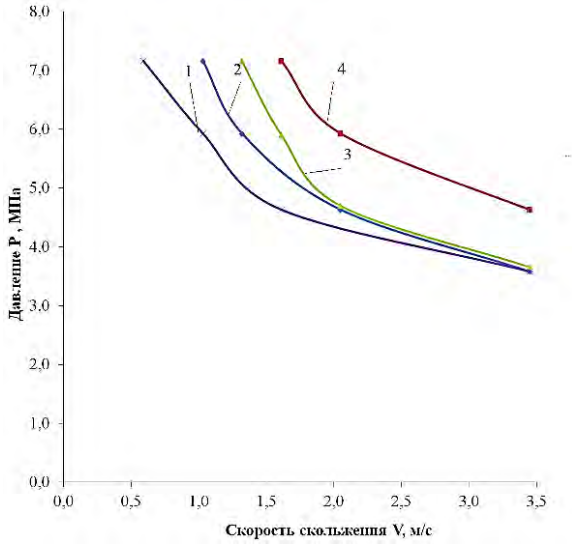


Рис. 2. Закономерности изменения критических давлений от скоростей скольжения в паре сталь 40Х – бронза БрОФ 10-1: 1- МГЕ-10А, 2 - МГЕ-10А+ 4%Стрибойл, 3 - МГЕ-10А+ 2%Стрибойл, 3 - МГЕ-10А+ 0,5%Стрибойл

Наихудшие результаты по критическим давлениям получены при смазке базовым маслом МГЕ -10А. Наиболее наглядно это проявилось при давлении 7 МПа заедание наступало на скорости скольжения 0,6 м/с на базовом масле, а с присадками 0,5, 2,0 и 4,0 оно наступало на скоростях скольжения 1,8, 1,5 и 1,25 м/с соответственно. При давлении менее 4 МПа кривые зависимостей давления от скоростей скольжения с базовым маслом и с присадками 2 и 4% сближаются, а с содержанием добавки 0,5% заедание наступает на 1 МПа выше, чем на базовом масле на скорости скольжения 3,5 м/с.

Результаты триботехнических испытаний на интенсивность изнашивания I_1 образцов бронзы БрОФ 10-1 и контробразцов I_2 из стали 40Х представлены в табл. 1.

Полученные результаты испытаний по интенсивности изнашивания показывают их неоднозначность с предыдущими исследованиями по определению коэффициентов трения от давления и давления заедания от скорости скольжения. Так минимальные значения по интенсивности изнашивания получены при содержании присадки 2,0 об.%, а на рис. 1 и 2 минимальные значения коэффициентов трения и максимальные контактные давления до заедания получены при содержании 0.5 об% присадки. Однако эта разница не превышает 20% и поэтому можно выбрать оптимальным содержание присадки 0,5%. Интенсивность изнашивания контробразцов значительно ниже при введении присадки и практически повторяет закономерность интенсивности изнашивания образцов, т.е. при минимальной интенсивности изнашивания образца имеет минимальную интенсивность изнашивания и

контробразец. Результаты исследований, можно использовать, при назначении смазочных материалов для пар трения скольжения и качения с проскальзыванием для повышения ресурса их работы.

Таблица 1 -Интенсивности изнашивания бронзы БрОФ 10-1 и стали 40Х

Марка масла и добавка об.%	Интенсивность изнашивания образца I_1 и контробразца I_2		Интенсивность изнашивания образца $Iср_1$ и контробразца $Iср_2$	
	$I_1 \cdot 10^{-9}$	$I_2 \cdot 10^{-9}$	$Iср_1 \cdot 10^{-9}$	$Iср_2 \cdot 10^{-9}$
МГЕ -10А	0,2696	0,1263	0,2920	0,1165
	0,3071	0,1095		
	0,2991	0,1137		
МГЕ - 10А+0,5	0,1011	0,0846	0,1095	0,0892
	0,1221	0,0800		
	0,1053	0,0842		
МГЕ - 10А+2,0	0,0716	0,0589	0,0842	0,0688
	0,0926	0,0674		
	0,0884	0,0801		
МГЕ - 10А+4,0	0,1348	0.0968	0,1179	0,0913
	0,1010	0,0845		
	0,1179	0,0927		

Выводы

Получены зависимости изменения коэффициентов трения от давлений и давлений заедания от скорости скольжения в зависимости от процентного содержания присадки Стрибойл и базового масла МГЕ - 10А. Представленные результаты интенсивности изнашивания образцов бронзы БрОФ 10-1 и стали 40Х показывают, что введение нано добавки Стрибойл повышает износостойкость бронзы и стали. По результатам исследований принято оптимальным содержание присадки 0,5 об.%.

Литература

1. Demas N.G. et al. Experimental evaluation of oxide nanoparticles as friction and wear improvement additives in motor oil // J. Nanomater. 2017. https://doi.org/10.1155/2017/8425782

2. Jason Y. J. J., How, H. G., Teoh, Y. H. et al. A study on the tribological performance of nanolubricants //Processes. 2020. 8. P.1372. https://doi.org/10.3390/pr8111372.

3. Ilie F. Covaliu C. Tribological properties of the lubricant containing titanium dioxide nanoparticles as an additive //Lubricants. 2016. 4. P.12. https://doi.org/10.3390/lubricants4020012

4. Birleanu C. et al. Efect of TiO_2 nanoparticles on the tribological properties of lubricating oil: an experimental investigation // Scientifc Reports. 2022. 12. P.5201. https://doi.org/10.1038/s41598-022-09245-2.

5. Sharma V. et al. Improvement in frictional behaviour of SAE 15W-40 lubricant with the addition of graphite particles // Materials Today: Proceedings. 2019. 25. (4). P. 719-723. https:// doi:10.1016/j.matpr.2019.08.190.

6. Awang N.W., Ramasamy D. et al. Study on friction and wear of cellulose nanocrystal (CNC) nanoparticles as lubricant additives in engine oil // Int. J. Heat Mass Transf. 2019. 131. P.1196–1204. https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.11.128.

УДК 539.372, 620.179.17

О ДЕФОРМАЦИОННЫХ ЗАВИСИМОСТЯХ СУММАРНОГО ЧИСЛА АКУСТИЧЕСКИХ СОБЫТИЙ ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРОЙ И ПРОЧНОСТЬЮ

ON THE DEFORMATION DEPENDENCIES OF PARAMETERS ACOUSTIC EMISSION FOR MATERIALS WITH DIFFERENT STRUCTURE AND STRENGTH

Болотников А.И.[1] – м.н.с.
[1] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва
e-mail: kubikmaster@yandex.ru

Abstract. Acoustic emission studies were carried out in pre-cycled samples of low-carbon steel, 12Cr18H10Ti and 15Cr2MnMoV under tension. An exponential type of dependence of the total number of acoustic events on the relative deformation for all samples of the studied steels is established.
Key words: acoustic emission, tensile tests, total number of acoustic events.

Аннотация. Проведены исследования акустической эмиссии при растяжении предварительно циклированных образцов из стали 20, 12Х18Н10Т и 15Х2ГМФ. Установлено экспоненциальное соотношение, связывающее суммарное число акустических событий с относительной деформацией для всех образцов исследуемых сталей.
Ключевые слова: акустическая эмиссия, испытания на растяжение, суммарное число акустических событий

Акустическая эмиссия (АЭ) является одним из пассивных методов неразрушающего контроля, который дает интегральную информацию о процессах, происходящих в различных материалах в процессе нагружения. Среди информативных параметров АЭ выделяют суммарное число событий ($\sum N_{АЭ}$) [1,2], активность сигналов ($\dot{N}_{АЭ}$) [1,3], $b_{АЭ}$ параметр [1,4], характеризующий амплитудное распределение акустических сигналов, время нарастания сигнала RA и его среднюю частоту FA [5-7]. Анализ изменения этих параметров при нагружении позволяет судить о состоянии материала и производить оценку его остаточного ресурса.

В этой работе были использованы данные, полученные при исследовании корсетных образцов из сталей 20 ($\sigma_в$=443 МПа) [1], 12Х18Н10Т ($\sigma_в$=593 МПа) [8] и 15Х2ГМФ ($\sigma_в$=1066 МПа) [1], подвергнутых предварительному циклическому нагружению до относительного числа циклов *N/Nf* =0,3; 0,5; 0,7 для моделирования механической деградации материалов. Далее, эти образцы были подвергнуты статическому растяжению с одновременным измерением параметров акустической эмиссии. Для регистрации акустической эмиссии (АЭ) в режиме реального времени использовали систему Express-8 и широкополосный дифференциальный пьезоэлектрический датчик WD 100-900 kHz (производства PAC, США). Амплитудный порог регистрации сигналов - 32 дБ.

По результатам испытаний на растяжение с регистрацией сигналов акустической эмиссии построены зависимости накопленного числа сигналов акустической эмиссии $\Sigma N_{АЭ}$ от относительной деформации ε* (отношения текущей деформации к деформации разрушения)

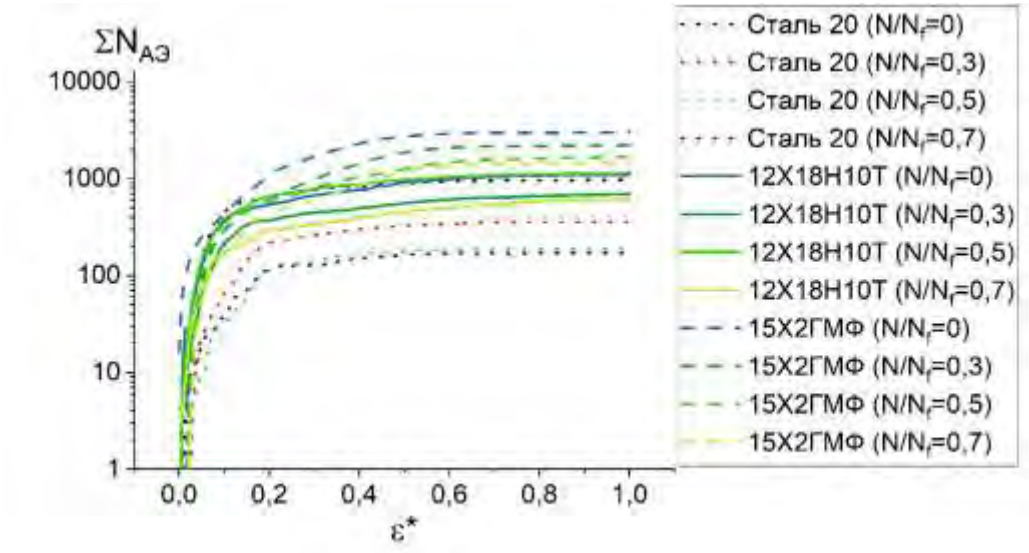


Рис.1. Деформационные зависимости суммарного числа акустических событий при различном значении относительного числа циклов предварительного нагружения N/N_f исследуемых сталей

На рисунке 1 представлены эти зависимости, построенные для исследуемых сталей при различных значениях относительного числа циклов N/N_f. Из рисунка видно, что все кривые подобны по форме, позволяющей выделить три участка, соответствующих стадиям ускоренного роста, до предела текучести, переходной стадии и стадии акустической затишья, на которой число сигналов не растет или растет незначительно. Полученные деформационные зависимости отвечают экспоненциальному уравнению:

$$\sum N_{АЭ} \sim -A \cdot exp(-B \cdot \varepsilon^*) \qquad (1)$$

Параметры экспоненциального уравнения и коэффициенты линейной детерминации для каждого материала приведены в таблице 1. Как можно заметить, предложенное соотношение описывает экспериментальные данные с достаточной точностью. Влияние предварительного циклического нагружения выражается в уменьшении множителя «А» с увеличением числа циклов предварительного нагружения и незначительном изменении показателя экспоненты «В», снижающегося при $N/N_f = 0,7$ при испытании всех сталей и несколько возрастающего при $N/N_f = 0,5$ при испытании нержавеющей стали.

Таблица 1. Показатели и коэффициенты в уравнении (1)

Марка стали	N/N_f	Зависимость от ε^* $\sum N_{АЭ} \sim -A \cdot exp(-B \cdot \varepsilon^*)$		R^2
		A	B	
Ст 20	0	1029	5,9	0.99
	0,3	426	4,6	0.99
	0,5	230	4,8	0.98
	0,7	200	5	0.98
12Х18Н10Т	0	1170	2,9	0.99
	0,3	712	3,4	0.99
	0,5	1191	3,9	1
	0,7	678	2	0.99
15Х2ГМФ	0	3792	2,9	0.97
	0,3	3021	2,2	0.97
	0,5	2145	1,9	0.99
	0,7	2059	1,9	0.97

Таким образом, оценка акустической эмиссии при растяжении предварительно циклированных корсетных образцов из сталей с различной структурой и уровнем прочности показала, что зависимости суммарного числа акустических событий $\sum N_{АЭ}$ от относительной деформации ε* имеют общий вид и характеризуются экспоненциальным соотношением с показателями, снижающимися при относительной долговечности N/N_f = 0,7.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 19-19-00674).

Литература

1. Botvina L. R. et al. The effect of preliminary cyclic loading on acoustic emission parameters and damage of structural steels //Procedia Structural Integrity. – 2020. – Т. 28. – С. 2118-2125.
2. Daniel I. M. et al. Acoustic emission monitoring of fatigue damage in metals //Nondestructive Testing and Evaluation. – 1998. – Т. 14. – №. 1-2. – С. 71-87.
3. Wuriti G. S., Chattopadhyaya S., Krolczyk G. Comparison of Acoustic Emission Data Acquired During Tensile Deformation of Maraging Steel M250 Welded Specimens //Archives of Acoustics. – 2020. – С. 221-231-221-231.
4. Botvina L. R. et al. Residual strength, microhardness, and acoustic properties of low-carbon steel after cyclic loading //Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2018. – Т. 47. – №. 6. – С. 516-524.
5. Shahidan S. et al. Damage classification in reinforced concrete beam by acoustic emission signal analysis //Construction and Building Materials. – 2013. – Т. 45. – С. 78-86.
6. Aggelis D. G. et al. Monitoring of the mechanical behavior of concrete with chemically treated steel fibers by acoustic emission //Construction and Building Materials. – 2013. – Т. 48. – С. 1255-1260.
7. Noorsuhada M. N. et al. Correlation between average frequency and RA value (rise time/amplitude) for crack classification of reinforced concrete beam using acoustic emission technique //AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing LLC, 2017. – Т. 1901. – №. 1. – С. 050001.
8. Ботвина Л. Р. и др. Остаточная прочность циклически деформированной коррозионностойкой стали //Деформация и разрушение материалов. – 2019. – №. 11. – С. 37-48.

УДК 539.3

УЧЁТ ЭФФЕКТА ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ИЗМЕРЕНИЯХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПО НОРМАЛЬНЫМ ПЕРЕМЕЩЕНИЯМ ОКРЕСТНОСТИ ЗОНДИРУЮЩЕГО ОТВЕРСТИЯ

INFLUENCE OF THE PLASTICITY EFFECT WHEN MEASURING RESIDUAL STRESSES BY NORMAL DISPLACEMENTS IN THE HOLE DRILLING METHOD

Бухалов В.И.[1] – инженер, **Попов А.Л.**[1] – д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник
[1]Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва
e-mail: popov@ipmnet.ru, vlad.buhalov@yandex.ru

Abstract. Numerical simulation of residual stresses is considered on the example of a non-through hole, taking into account the effect of plasticity when registering normal displacements. The results of solving three-dimensional problems of the theory of elasticity and elastic plasticity for normal surface movements depending on the values of the acting stress and the depth of the hole are compared. Conclusions are given about the relationship of normal displacement with stresses when taking into account the effect of plasticity.
Keywords: plasticity, hole drilling method, residual stresses.

Аннотация. Рассмотрено численное моделирование проявления остаточных напряжений в пластине по регистрации нормальных перемещений в окрестности несквозного отверстия с учетом эффекта пластичности. Проведено сравнение результатов решения соответствующих трехмерных задач теории упругости и упругой пластичности для нормальных перемещений поверхности при характерных значениях действующего напряжения и глубины зондирующего отверстия. Сделаны выводы о связях нормального перемещения с напряжениями при учете эффекта пластичности.
Ключевые слова: пластичность, метод отверстия, остаточные напряжения.

Одним из распространённых методов исследования остаточных напряжённо-деформированных состояний упругих тел является метод зондирующего отверстия. История метода берет начало с работы Матара 1932 года [1]. Значительный вклад в его развитие внесли И.А. Биргер [2], А.Ю. Ишлинский [3], В.А. Винокуров [4]. К настоящему времени разработано несколько методик измерения микроперемещений и деформаций, возникающих при создании зондирующего отверстия в теле с остаточными напряжениями. Среди них выделяются бесконтактные измерения параметров возмущенного отверстием напряженно-деформированного состояния с помощью голографической и спекл-интерферометрии. Для создания методики определения остаточных напряжений по этим измерениям потребовалось решение ряда прямых и обратных задач двумерной и трехмерной теории упругости, на основе которых выпущены стандарты, в том числе - [5].

Современное представление метода отверстия при спекл-интерферометрических измерениях микроперемещений в его окрестности отражено в работах А.А. Поздеева [6], Г.Н. Чернышева и А.А. Антонова [7], Л.М. Лобанова [8], Р.В. Гольдштейна [9] А.Л. Попова [7, 9, 10], С.И. Елеонского [11] И.А. Разумовского [12], Нельсона [13], Кобаяши [14], Рендлера и Вигнесса [15] и др.

Несмотря на большой объём исследований по установлению связей между регистрируемыми деформациями и перемещениями, разработанные методики не покрывают весь спектр возможных остаточных напряжений ввиду того, что само отверстие создаёт концентрацию напряжений, достигающее трёх единиц. Это означает,

что в важном для практики диапазоне остаточных напряжений, превышающих одну треть предела текучести, при сверлении отверстия могут создаваться пластические деформации. Перемещения поверхности тела, вызванные пластическими деформациями, при их регистрации и трактовке как упругие перемещения с последующим переводом в напряжения создают погрешности в измеряемых напряжениях, растущие с увеличением остаточных напряжений.

Ниже, при определении высоких остаточных напряжений по измерениям нормальных перемещений поверхности тела в окрестности зондирующего отверстия использована модель идеального упругопластического тела. Рассмотрено численное моделирование проявления остаточных напряжений в пластине толщиной H при несквозном отверстии глубиной $h < H$. Трехмерная модель такой пластины, показана на Рис. 1 (*x, y, z* – декартовые координаты с началом координат на срединной плоскости пластины под центром отверстия; ось *Oz* совпадает с осью симметрии отверстия). В силу симметрии в численных расчётах рассматривается четверть пластины. Отношение габаритных размеров расчётной модели к радиусу отверстия принималось равным 10:1.



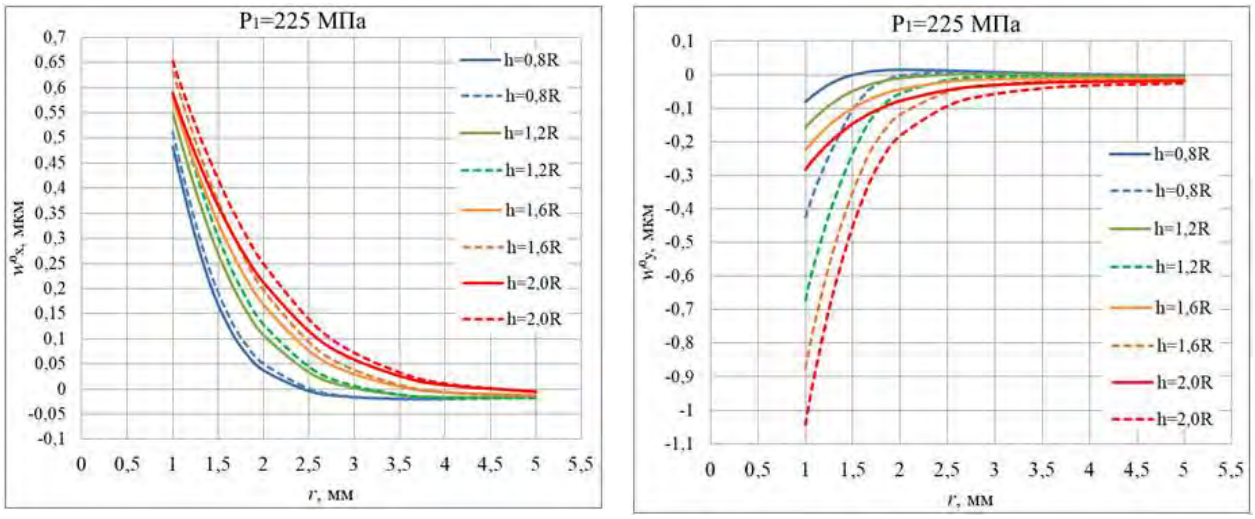
Рис. 1. Расчетная модель пластины с несквозным отверстием

Задаются следующие граничные условия на «вырезанном» фрагменте пластины: вертикальные грани пластины $y = 0$ и $x = 0$ закреплены, соответственно, относительно осей *Ox* и *Oy*, срединная плоскость пластины $z = 0$ закреплена относительно оси *Oz*. Растягивающее внешнее усилие P_1 приложено к грани $x = b$ и действует по направлению оси *Ox*. Боковая поверхность отверстия считается свободной от радиальной и тангенциальной компонент напряжений, дно отверстия считается свободным от нормальной и тангенциальной компонент напряжений.

Численное решение поставленной задачи выполнялось в ANSYS Workbench в упругой и в упругопластической постановках при характерных значениях нагрузки в 0,4 и 0,9 от предела текучести материала пластины. Для сравнения с результатами [16] глубина отверстия принимала значения $h = 0,8R; 1,2R;\ 1,6R;\ 2,0R$. В качестве материала пластины выбрана сталь со следующими характеристиками: модуль упругости $E = 210$ ГПа, коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$, предел текучести $\sigma_Y = 250$ МПа. При построении расчетной сетки выбраны тетраэдрические квадратичные элементы.

По результатам расчетов при внешней нагрузке в 100 МПа ($0,4\sigma_y$) перемещения w^0 из упругого решения практически совпали с результатами из упругопластического решения. Это представляется естественным, так как исходный уровень напряжения в 2,5 раза ниже предела текучести.

Иной результат получен при внешней нагрузке в 225 МПа, составляющей 90% от предела текучести. На Рис. 2 приведены графики нормальных перемещений поверхности пластины w^0 при $P_1 =$ 225 МПа по двум направлениям r полярной системы координат: w_x^0 (при $\theta = 0$ - направление приложения нагрузки) (Рис. 2, *а*) и w_y^0 - при $\theta = \pi / 2$ - в перпендикулярном направлении (Рис. 2, *в*).



а) *в)*

Рис. 2. Зависимость перемещений w_x^0, w_y^0 *поверхности пластины от расстояния до отверстия при разных нагрузках и глубинах отверстия*

Сплошными и пунктирными линиями на Рис. 2 показаны, соответственно, результаты из упругого и упругопластического решений. Видно, что близость и отличия перемещений, полученных из упругого и упругопластического решений, зависят от направления приложения нагрузки. Так, при угле $\theta = 0$, что соответствует направлению действия внешней нагрузки (Рис. 2, *а*), при учете пластического состояния материала в окрестности отверстия перемещения на его краю оказалось выше, чем по упругой модели всего на 10%. Это означает, что в данном направлении практически не происходит выхода в пластическую область даже при исходном напряжении, близком к пределу текучести. При угле $\theta = \pi / 2$ (Рис. 2, *в*), соответствующем направлению, перпендикулярному действию нагрузки, картина иная. Здесь перемещения, рассчитанные по упругопластической модели, в несколько раз превосходят перемещения, рассчитанные по упругой модели. Это объясняется тем, что в данном направлении имеет место наивысшая концентрация напряжений, сопровождающаяся появлением пластической зоны.

По соотношению между уровнями нормальных перемещений в этих двух направлениях можно определить направление действующего напряжения – это направление, перпендикулярное направлению с наибольшим по модулю значением нормального перемещения. Уровень перемещений на краю отверстия по этому направлению почти не отличается от уровня упругих перемещений. Поэтому в первом приближении при анализе спекл-интерферограммы нормальных перемещений в окрестности зондирующего отверстия расчет действующих (остаточных) напряжений σ можно производить по уровню перемещений в направлении с минимальным количеством интерференционных полос, используя формулу, полученную аппроксимацией графиков Рис. 3, аналогичную принятой для упругой модели [16]:

$$\sigma = \left(\frac{A}{h} + B \right) \frac{D_0}{D} \frac{E}{E_{Al}} N,$$

где E и $E_{Al} = 70$ ГПа - соответственно, модули упругости исследуемого материала и алюминия, h и D – глубина и диаметр отверстия, $D_0 = 2$ мм – эталонный диаметр отверстия, N - число полос в выбранном направлении на интерферограмме, A=11,6 МПа•мм, B=24,5 МПа - аппроксимирующие константы. При этих значениях аппроксимирующих констант расчётная величина напряжения практически совпадает с

действующим напряжением. С использованием же аппроксимирующих констант, полученных из упругого решения (A=20 МПа•мм, B=25 МПа), расчётное значение напряжения оказывается выше примерно на 12% измеряемого напряжения.

Таким образом, представленная модель более адекватно, чем чисто упругая модель, позволяет производить расчет остаточных напряжений по измерениям нормальных перемещений в окрестности зондирующего отверстия в диапазоне высоких остаточных напряжений, вызывающих появление пластических зон в окрестности отверстия.

Литература

1. Mathar J. Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled Holes. Transactions ASME. - 1934. - v. 56, № 4. - pp. 249-254.
2. Биргер И.А. Остаточные напряжения. М.: Машгиз. - 1963. - 232 с.
3. Ишлинский А.Ю. Об остаточных напряжениях при крутке. Укр. матем. ж. - 1952. - Т. 4, вып. 6. - с. 155-167.
4. Винокуров В.А. Сварочные деформации и напряжения. М.: Машиностроение. - 1968. - 236 с.
5. ГОСТ Р52891 «Контроль остаточных технологических напряжений методом лазерной интерферометрии». Стандартинформ. - 2009. - 13 с.
6. Поздеев А.А., Няшин Ю.И., Трусов П.В. Остаточные напряжения. Теория и приложения. М.: Наука. - 1982. - 109 с.
7. Иванов С.Д., Чернышев Г.Н., Попов А.Л., Антонов А.А., Козинцев В.М. Технологические напряжения в сварных соединениях. М.: Изд. МГОУ. - 2004. - 254 с.
8. Касаткин Б.С., Кудрин А.Б., Лобанов Л.М. [и др.]. Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений. Киев: Наукова думка. - 1981. - 584 с.
9. Гольдштейн Р.В., Козинцев В.М., Куров Д.А., Попов А.Л., Челюбеев Д.А. Восстановление термического цикла сварки и определение остаточных напряжений по следам изотерм // Механика твердого тела. - 2013. - №1 - с. 106-112.
10. Попов А. Л., Козинцев В. М., Челюбеев Д. А., Левитин А. Л. Метод отверстия в диагностике остаточных напряжений // Прикладная математика и механика. - 2021. - т. 85, № 2. - С. 210–238
11. Pisarev V., Eleonsky S., Odintsev I., Apalkov A. Residual stress determination by optical interferometric measurements of hole diameter increments // Optics and Lasers in Engineering. - 2018. v. 110. - pp. 437-456.
12. Разумовский И.А., Чернятин А.С. Экспериментально-расчетный метод оценки нагруженности натурных конструкций с поверхностными трещинами // Проблемы машиностроения и надежности машин. - 2009. - № 3. - с. 35-42.
13. Nelson D.V., McCrickerd J.T. Residual Stress Determination Through Combined Use of Holographic Interferometry and Blind Hole Drilling // Experimental Mechanics. - 1986. - v. 26, № 4. - pp. 371-378.
14. A.S. Kobayashi. Handbook on Experimental Mechanics / Society for Experimental Mechanics; Prentice-Hall. - 1987. - 790 p.
15. Rendler N.J., Vigness I. Hole-drilling Strain-gage Method of Measuring Residual Stresses // Experimental Mechanics. - 1966. - v. 6, № 12. - pp. 577-586.
16. Чернышев Г.Н., Попов А.Л., Козинцев В.М., Пономарев И.И. Остаточные напряжения в деформируемых твердых телах. М.: Наука, Физматлит. - 1996. - 240 с.

УДК 534.2; 537.8; 539.3

ДИСПЕРСИОННОЕ УРАВНЕНИЕ БРЕХОВСКИХ, НОРМАЛЬНЫЕ И ПОВЕРХНОСТНЫЕ ВОЛНЫ И ВИБРОАКУСТИКА СЛОИСТЫХ СТРУКТУР

BREKHOVSKIKH DISPERSION EQUATION, NORMAL AND SURFACE WAVES AND VIBROACOUSTICS OF LAYERED STRUCTURES

Бырдин В.М. – к.ф.-м.н., **Пузакина А.К.** – м.н.с.
Институт Машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
e-mail: V_M_Byrdin@mail.ru ; Alla-Puzakina@yandex.ru

Abstract. Normal, surface and leaky waves in layered structures are analyzed. The method of the recurrent dispersion equation of L. M. Brekhovskikh was applied to flat-layered homogeneous structures. Where vibro- and hydro-acoustic and electromagnetic waves have common models and physical kinematics. Elastic waves in solid layers of *SH*-polarization. Waves attenuation and radiation conditions (spectra of direct and backward modes) are considered. Remaining open problems are noted.
Key words: normal and surface waves, waves attenuation, conditions radiation, Brekhovskikh's recurrent method.

Аннотация. Анализируются нормальные, поверхностные, а также вытекающие волны в слоистых структурах. Используется метод рекуррентного дисперсионного уравнения Л. М. Бреховских для плоскослоистых однородных структур. Где вибро- и гидро-акустические и электромагнитные волны имеют общие модели и физическую кинематику; упругие волны в твёрдых слоях *SH*-поляризации. Рассмотрены вопросы кинематки, затухание волн, условия излучения (спектры прямых и обратных мод). Отмечены остающиеся открытыми проблемы.
Ключевые слова: нормальные и поверхностные волны, затухание волн, условия излучения, рекуррентный метод Бреховских.

1. Слоистые структуры в механике и электродинамике, в акустике, радиофизике, оптике и *SH*-механике (т.е. *SH*-колебания в виброакустике, геофизике и теории упругости). *SH*, Shear Horizontal – сдвиговые горизонтальные волны, рис. 1; простейшая поверхностная *SH*-волна Лява в слое на подложке (A. Love, 1911г). Дисперсионное уравнение определяет кинематику, многие или большинство параметров волнового процесса, см. [1–11 и мн. др.]. В случае слоистых областей решение *дисперсионного уравнения* (**ДУ**) необходимо для моделирования и проектирования композитов, пористых грунтов, диэлектрических покрытий, слоистого моря и др. сред и материалов. Плоскослоистые однородные среды описываются рекуррентным ДУ Бреховских Л. М., 1956 [1], преобразованным нами к следующему виду [2,3]:

$$D(\beta)=0,\ \ \beta=(\beta_1,...,\beta_m),\quad \beta_j=\sqrt{\sigma^2 h_j^2-x_j^2},\ \ \sigma=kd_1,\ h_j=d_j/d_1,\ \ k_j=\omega/C_j, \tag{1}$$

ω – частота, $h_j=d_j/d_1$, d_j – толщина j-го слоя, $j=1,2,...,m$, C_j – скорость звука в среде слоя или сдвиговых волн твёрдого тела, или электромагнитных $C_j=C/\sqrt{(\varepsilon_j \mu_j)}$, C – скорость света в вакууме, ε_j и μ_j – диэлектрическая и магнитная проницаемости сред. *Рекуррентная* компактность для любого числа слоев за счёт входного импеданса:

$$Z^{j)}=Z_j(Z^{j-1)}-Z_j th\beta_j)/(Z_j-Z^{j-1)}th\beta_j). \tag{2}$$

где $Z^{j-1)}$ – входной импеданс слоистой системы, лежащей ниже j-го слоя; $Z_j=\omega d_j \rho_j$ –

импеданс плоской волны в среде *j*-го слоя, ρ_j – плотность среды; для электродинамики $Z_j=\omega d_j\,\mu_j/C$. Уравнение (1) трансцендентно и весьма, нарастающе громоздко уже при $m>2$. Решается численно, аналитически эффективней, часто асимптотически [2,7]. Наши некоторые аналитические результаты общие, для любого числа слоёв $m=2,3,4,\ldots$. В *открытых* структурах полупространство снизу – *подложка*, и сверху – *покрытие*, $j=0,m+1$, соотв., например, на рис. 1. Абсолютный экран, изоляция – без полупространств. Профиль бегущей волны в слое *закрытых*, изолированных волноводов и в полупространстве существенно различен:

$$A_n\,\mathrm{sh}(\beta_j\,x)\exp i(k_n r-\omega t);\;\; A_n\exp(-\beta_j\,|x|+i(k_n r-\omega t)) \qquad (3а,\ б)$$

– соотв.; ось r вдоль слоёв, x поперечно, привязка к слоям через $\pm d_j$; n – номер моды. Угол θ цилиндрической системы опускаем в данной схеме краевых задач; для плоских волн ($(x;y)$, $y\equiv r$) – две координаты декартовой-ДСК. Здесь принципиально резкое, по $\exp(-\beta_j\,|x|)$, спадание до нуля *поверхностной* волны-моды (**ПАВ** или **ПЭМВ**, электромагнитной) в полупространстве. Дисперсионные кривые на рис. 2.

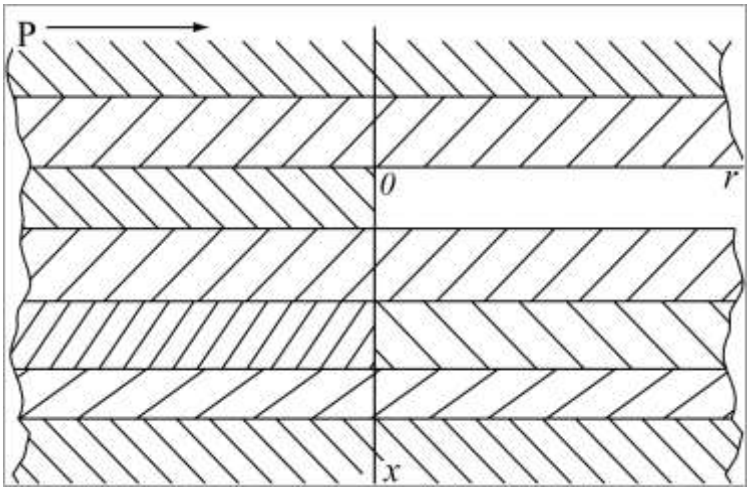


Рис. 1. Пример пятислойной структуры с подложкой и покрытием (продольно неоднородной, скачком по r, во 2-ом, 4 и 5 слоях; цитир. в [8]). P – возбуждение.

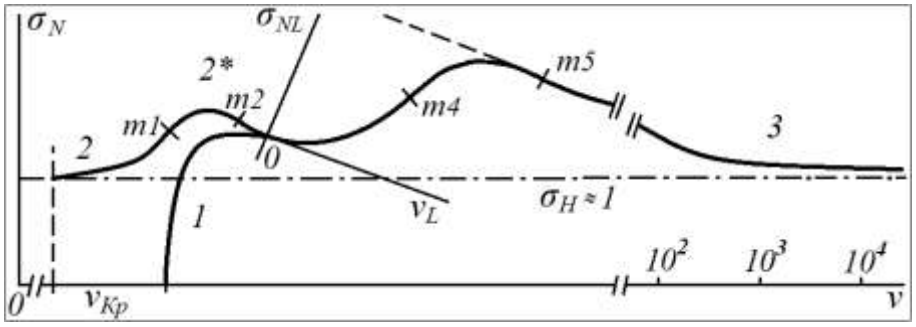


Рис. 2. Типичные дисперсионные кривые нормальной волны – 1, и поверхностной ПВ – 2. $\sigma_N=\sigma_n(\omega)/q_1$ – приведённое волновое число; $v\equiv q_1=d_1\omega/C_1$; v_{Kp} – критические частоты; m_K – точки перегиба; $(\sigma_{nl};v_{nl})$ – локальные оси для извилины; 3 – асимптота на ∞-ти.

2. Затухание волн. Малые потери в средах через мнимые части $k_j:=\omega/C_j+\delta_j$, $\delta_j\ll 1$. Тогда [6–10]: $\exp i(i\alpha_n r+k_n r-\omega t)$, α_n – коэффициент затухания *n*-ой моды,

$$\alpha_n(k;\delta)=\textstyle\sum_0^{m+1}S_{nj}\;\delta_j,\;\; S_{nj}=-D'_{kj}(\sigma_n;q)/D'_{\sigma n}(\sigma_n;q),\;\; \delta=(\delta_0,\delta_1,\ldots,\delta_{m+1}), \qquad (4)$$

строчки ${}_0\{k_j\}^{m+1}$ и для q, как и δ, D – дисперсионная функция в (1), штрих ’ – производные; расчёты через (1), (2) в [2,3,7,8]. Причём необходимы численные данные $\sigma_n(\omega)$ (типа кривых на рис. 2) или асимптотики. Важен обрыв кривой на $\omega_{\text{Кр}}$ для ПВ (открытые волноводы) и зануление для нормальной моды (закрытые волноводы).

На критической частоте затухание значительно растёт, здесь $D'_{\sigma n}(0;q)=0$, однако корректный анализ (для двукратных корней ДУ [7]) даёт не ∞-ть, но рост на порядки, как $\sqrt{\delta}$ (т.к. $\delta_j \ll 1$). Поэтому в целом трансцендентный коэффициент (декремент [6]) затухания волны (4) имеет вид – рис. 3, качественно, и объясняется связью с групповой скоростью $\alpha \sim 1/U$ [8]. Максимум U и минимум α разнесены ввиду зависимости потерь от частоты $\delta(\omega)$. Более полный анализ затухания дан в наших работах, см. в [8].

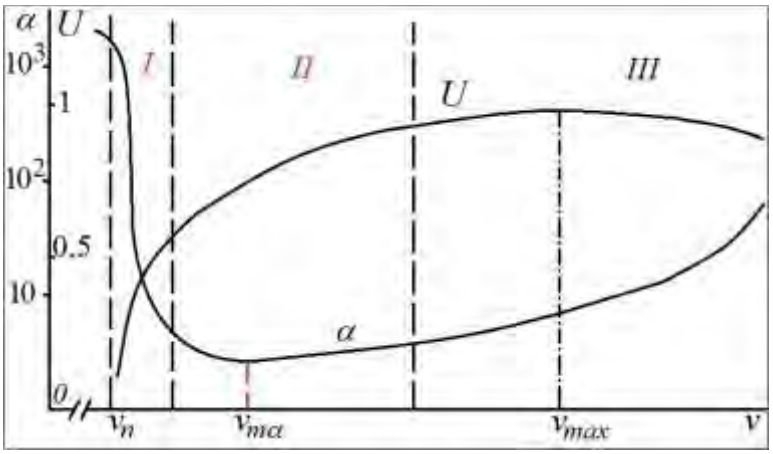


Рис. 3. Характерные дисперсионные кривые затухания α и групповой скорости U нормальной или поверхностной волны. II – зона малого затухания, его селективность [6–8].

Затуханию волн посвящено множество публикаций. В частности, структурные коэффициенты «поглощения» S_K были впервые введены в электродинамике, у нас это СКЗ 1-го рода (4) [9,2]. Мы ввели также коэффициенты 2-го рода, с простым, но физически существенным соотношением с групповой скоростью $S_j^{2)} = S_j/U$ – см. [8].

3. О вытекающих волнах, актуальных в теории волн [10–12 и др.]. На низких частотах $\omega < \omega_n = \omega_{\text{Кр}}$ ПВ трансформируется в вытекающую и быстро затухает. Всё поле затухает кинематически $\exp(-|Im\,k\,|r)$ – за счёт излучения энергии ($\exp(i|Im\,\beta_j\,x|)$) в среды, окружающие волновод. В окрестности критич. частоты, когда излучение и затухание ещё малы, применим метод малого параметра, в частности и наш метод. Одной из первых таких работ в акустике была статья по квази-лэмбовским волнам пластины в жидкости [11]. В работе [12] стробоскопически наблюдались обратные волны Лэмба в стеклянной пластине, также погруженной в воду; волны слабо вытекающие, сохраняющие кинематику, вкл. фазовую скорость, направленную к излучателю.

4. О продольных волнах и других проблемах. В реальных вибро-системах возбуждается полный спектр всевозможных мод, продольных, сдвиговых *SH* и *SV* (вертикальных). Поэтому одной из проблем является обобщение рекуррентного метода Бреховских на продольные, сильно диспергирующие волны. В частности, уже продольные волны Лэмба в однородной пластине намного сложнее; тем более в многослойных структурах. Далее, насколько применим метод Бреховских для круглых волноводов, где цилиндрические функции? Актуален также анализ плавно-неоднородных, периодических, электро- и магнито-упругих структур. Рассмотренные выше электромагнитные волны параллельной поляризации, параллельно слоям (аналогично *SH*-упругим). Вертикально поляризованные ЭМ волны имеют другой импеданс. И помимо условия мнимости граничных импедансов (по Бреховских [1–3]) возникает дополнительное ограничение.

5. Основные результаты. Для рассмотренных систем доказано следующее.

1) Кинематическое, физическое и математическое *единство* в механике и электродинамике нормальных, поверхностных и вытекающих волн в структурах данного класса, дающее взаимное обогащение результатов и методик.

Доказывается сравнением и общностью математических моделей и подобием физических полей. Уравнения Гельмгольца в механике и электродинамике идентичны. Граничными условиями: непрерывность на границах сред двух величин поля, связанных через производную. Акустического давления и колебательной скорости – производной по r и x. Аналогично для двух напряжённостей электромагнитных волн [1 и др.] и для упругого напряжения и смещения сдвига (по оси *r).*

2) Спектры нормальных волн, бесконечно-счётные $n = 1,2,3,\ldots$ (как известно), представлены только прямыми (уходящими от источника) модами. Также и поверхностные волны. Обратноволновые моды не возможны. Что и составляет проблему условий излучения в краевых задачах, связанную с выбором волнового фактора для каждой моды $\exp i(\pm k_n r \pm \omega t)$ [2,3]. Фазовые скорости прямых и обратных волн противоположны (у обратных «отрицательны», направлены к излучателю).

3) Изучено диссипативное затухание бегущих волн. Выведены структурные коэффициенты затухания S_K (4б). Доказано, что коэффициенты 2-го рода всегда положительны $S_j^{2)} > 0$; отсюда же и формулировка условий излучения; [2,8].

4) Математические модели и краевые задачи *корректны*, в смысле затухания волн и условий излучения, адекватны реальным физическим системам и процессам.

Нерешённые проблемы – см. п. 4.

Литература

1. Бреховских Л.М. Волны в слоистых средах: Учеб. пос. для ун-тов. – М.: АН СССР, 1957. 502. с. – Б) 2-ое изд. 1973. 343 с.

2. Бырдин В.М. Об условиях излучения и об обратных модах в волноведущих системах сложной структуры// Физика волновых процессов и радиотехнич. системы. 2003. Т. 6. № 1. С. 8–13.

3. Пузакина А.К., Бырдин В.М. Дисперсионное уравнение Л.М. Бреховских и некоторые физические, кинематич. и метатеоретич. вопросы теории волн в слоистых областях// 7 краткий отчёт о НИР ИМАШ РАН, 2005-06 гг. М.: ИМАШ, 2006. С. 361–367.

4. Артоболевский И.И., Бобровницкий Ю.И., Генкин М.Д. Введение в акустическую динамику машин.– М.: Наука, 1979. 296 с.

5. Динамика конструкций гидроаэроупругих систем/ ИМАШ РАН; Каплунов С.М., Махутов Н.А., Смирнов Л.В., Фролов К.В. и др.– М.: Наука, 2002. 397 с. 25 см.

6. Ганиев О.Р., Ганиев Р.Ф., Украинский Л.Е., Устенко И.Г. Основы волноводной механики продуктивных пластов// Докл. РАН. 2016. Т. 466. № 3. С. 298–301.

7. Бырдин В.М. О затухании нормальных и поверхностных волн и зависимости их фазовых и групповых скоростей от потерь// ДАН СССР. 1978. Т. 238. № 3. С. 552–554.

8. Бырдин В.М. О затухании волн: скоростной механизм, структурные коэффициенты и модовая добротность// Волны и вихри в сложных средах: сб. 12-ой международной конф.–школы, ИПМех РАН, дек. 2021 г.– М.: ИСПО-принт, 2021. С. 49-52.

9. Взятышев В.Ф. Диэлектрические волноводы.– М.: Советское радио, 1970. 216 с.

10. Давидович М.В. Втекающие и вытекающие несобственные моды – анализ диссипативных дисперсионных уравнений и волна Ценнека.– М.-Берлин, 2015. 104 с.

11. Меркулов Л.Г. Затухание нормальных волн в пластине, находящейся в жидкости// Акустич. ж. 1964. Т. 10. № 2. С. 206–212.

12. Katsuo Negishi, Hyo Ung Li. Strobo-photo-elastic Visualization of Lamb Waves with Negative Group Velocity in a Glass Plate// Jpn. J. Appl. Phys. 1996. V.35. N 5B. P. 3175–3176.

УДК 514.86; 534.2; 537.8; 539.3

КАСПЫ, ПЕТЛИ, РАЗВИЛКИ И ДРУГИЕ СИНГУЛЯРНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ ПЛОСКИХ КРИВЫХ И ТЕОРИЯ ВОЛН

CASPS, LOOPS, FORKS AND OTHER SINGULAR ELEMENTS OF PLANE CURVES AND THE WAVE THEORY

Бырдин В.М. – к.ф.-м.н., **Пузакина А.К.** – м.н.с.
Институт Машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
e-mail: V_M_Byrdin@mail.ru ; Alla-Puzakina@yandex.ru

Abstract. The dynamics and vibroacoustics of machines are inherent in plane curves. Complex, transcendental and virtual, obtained experimentally or numerically, by computational methods or from transcendental equations. In vibromechanics there is a wide range of elastic vibrations and dispersive waves, the analysis of which includes virtual curves and dispersion equations. The paper develops a method for the analysis and calculation of complex singular elements of real plane curves of arbitrary type, numerical, experimental and analytical, incl. dispersion. These are tees, forks, loops, stars, peaks (cusps), etc. multi-valued singular objects that arise in the vicinity of singular points. In the modern branches of mechanics and geometry, the analysis, approximation and calculation of such figures is reduced mainly to the numerical methods of computational sciences. We develop an analytical efficient method, a simple calculation and a compact ansatz.
Keywords. plane virtual curves, real singular figures, transcendental equations, theory wave, vibromechanics.

Аннотация. Динамике и виброакустике машин неотъемлемы плоские кривые. Сложные, трансцендентные и виртуальные, получаемые экспериментально или численно, вычислительными методами или из трансцендентных уравнений. В вибромеханике широкий спектр упругих колебаний и диспергирующих волн, анализ которых включает виртуальные кривые и дисперсионные уравнения. В работе развивается метод анализа и расчёта сложных сингулярных элементов вещественных плоских кривых произвольного типа, численных, экспериментальных и аналитических, вкл. дисперсионные. Это тройники, развилки, петли, звёзды, пики (каспы) и т.п. многозначные сингулярные объекты, возникающие в окрестностях особых точек. В современной отраслях механики и геометрии анализ, аппроксимация и расчёт такого рода фигур сводится в основном к численным методам вычислительных наук (компьютерных – computational sciences). Мы развиваем аналитический эффективный метод, простой расчёт и компактный анзац.
Ключевые слова: трансцендентные и виртуальные кривые, вещественные сингулярные фигуры, трансцендентные уравнения, теория волн, вибромеханика.

1. Введение. В современной теории машин смежные отрасли, материаловедение и виброакустика занимают ведущие позиции, определяя прогресс машиностроения. В этих и других прикладных науках анализ сложных, трансцендентных и виртуальных кривых составляет одну из весьма актуальных проблем [1–3]. (Виртуальные кривые – экспериментальные или численные, без исходной аналитической функции или уравнения). Вибромеханические явления – это широкий спектр диспергирующих колебаний и волн, анализ которых включает и дисперсионные уравнения, и виртуальные функции и кривые [2–5]. В этом плане машиноведение и, в частности, диагностика и мониторинг, смежны виброакустике и теории волн, где традиционны проблемы дисперсионных уравнений, функций и кривых.

С другой стороны, в современном анализе плоских кривых, как и в началах геометрии, описание сложных элементов и фигур, «причудливых рисунков и узоров» – весьма важная проблема. Вспомним азбучные спираль Архимеда, кривую Персея,

конхоиду Никомеда (3–2 вв. до н.э.). А сегодня трансцендентные и виртуальные фигуры актуальны ещё и в компьютерной графике, технической эстетике и гражданском строительстве. Собственно, в самой геометрии кривых преобладают алгебраические и численные методы. Трансцендентных много меньше, что констатируется и в математике, см., [4,6 и др.].

Показателен пример с петлёй гистерезиса, всем известной, экспериментальной, входящей в ряд физико-технических курсов, вкл. [7, с. 54], рис. 1а. Петля была описана группой советских математиков Красносельского М. А. в 1980ые [8]. Тем не менее, до сих пор выходят новые аппроксимации этой кривой – например, Лапшин Р. В., 1995г, см. в [4]. Нами тоже была предложена новая асимптотика гистерезиса извилинами; например, на рис. 1б две извилины вида *PM* и квазипарабола *0M*.

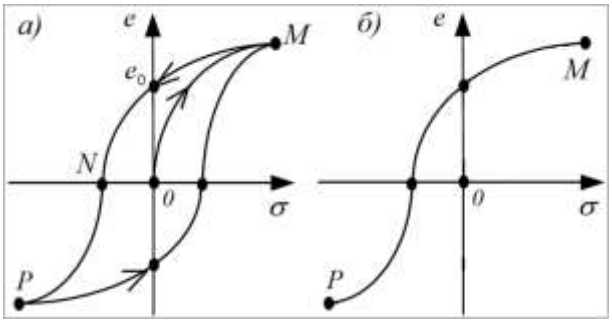


Рис. 1. а) Петля гистерезиса при растяжении-сжатии вязкоупругого стержня, по [7]. И б) её аппроксимация по нашему методу извилин.

В теории волн весьма важен *анзац* (аналитическое описание, формулы, асимптотики, структура анализа в целом) дисперсионных кривых, как и других, численных или опытных, табличных и графических данных. Например, множество физических и математических работ посвящено *крестам*, пересечению и «расталкиванию» кривых (см. цитир. в [4] и др.). Дисперсионные кривые волновых чисел и групповых скоростей и кривые собственных частот содержат *сингулы:* кратные точки ветвления (дву-, 4ёх- и много-кратные), кресты, петли, каспы (или наш термин *Пики* – заострения 1-го рода) и др. особенности. В данном докладе аналитически описан ряд фигур и кривых, лишь отчасти и только *в частности*, связанных с дисперсией волн. Наш метод анализа основан на теоремах о неявных функциях и Подготовительной Вейерштрасса, на алгебраической редукции полиномами, на положениях комплексного и вещественного анализа и геометрии плоских кривых.

2. Тройник, веер многожильный, древо развилок и криволучевая звезда. О прямолучевой звезде см. в [4]. Наша *Звезда* в отл. от *Звездообразной* функции в математике.

Предложение 1 (веер, рис. 2в). *Пусть регулярные вещественные функции $f_K(x)$, $k=1,2,...m$, имеют простые нули и монотонно растут $f'_K(0)>0$. Тогда сложно-радикальная функция*

$$F_m(x)=x(1+{}_1\Sigma^m\sqrt{f_K(x)}), \qquad (1)$$

$f'_K(0)\neq f'_{K+1}(0)$, кусочно определяемая на вещественной оси (на $(-\infty,0]$ и $(0,\infty)$), обобщает параболу Нейля и др. каспы и имеет справа 2^m регулярных ветвей, ограничено гладких в нуле – «веер». Причём соотв. аналитическая 2^m-значная $F_m(z)=v_m(x,\gamma)+ iw_m(x,\gamma)$, $z=x+i\gamma$, имеет ещё два веера по мнимой w_m на z-полуплоскостях $(0,\gamma<0)$ и $(x<0,0)$.

При $F'_m(0)\neq 1$ вращаем «ручку» веера, вкл. куст при $arctg\ F'_m(0)\to 90°$. *Октак* – мой термин, в отл. от октакиса; на рис. 2в схематично $d_1=0,8;\ d_2=1,2;\ d_3=1,6$. Здесь брались асимптотики $\sqrt{f_K(x)}=d_K\sqrt{(x+0_K^2)},\ d_K=\sqrt{d_{K1}},\ 0_K^2=0(f''_K(0)x^2)$.

Предложение 2 (древо развилок). *Возьмём конечную последовательность вещественных растущих регулярных в нуле функций:* $f_K(x)=d_{K1}x+0_K^2$, $k=1,2,\ldots, m$, $d_{K1}>0$, $d_K\neq d_{K+1}$. *Тогда сложно-радикальная* (1) *1) имеет веер. Причём асимптотическое (0+0) квази-вырождение ветвей при* $d_K=d_{K+1}$, *соотв. числу совпадений; при* $f_{K+1}(x)=f_K(x)$ – *вырождение в развилку, двузначную* (рис. 2а). *2) Сдвиги функции, с условием последовательно растущих функций*

$$F_m(x,f_K(x-x_{K0})),\ x_{K+1/0}>x_{K0}\geq 0,\ d_{K1/0}=f'_K(x_{K+1/0})>0, \tag{2}$$

дают последовательность, древо гладких развилок попарно квази-симметрично на ветвях $\pm\sqrt{f_K(x)}$ *в точках* $x_{K+1/0}$.

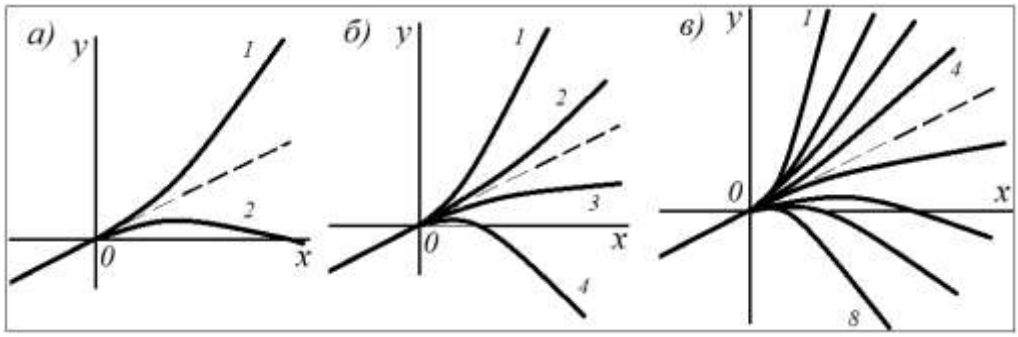


Рис. 2. а) Тройник; б) многолучевая развилка (в частности, куст – при стволе под 90°); в) веер, восьмерик-октак.

Следствие 1 (звезда). *Пусть*

$$F_m(x)=x\Sigma_1^m(\sqrt{f_K}+\sqrt{(-f_K)}), \tag{3}$$

Тогда получим квадро-симметричную звезду с 2^m *лучами, кривыми, поквадрантно.*

В доказательстве идея с минусом, $\sqrt{(-f_K)}$, ключевая.

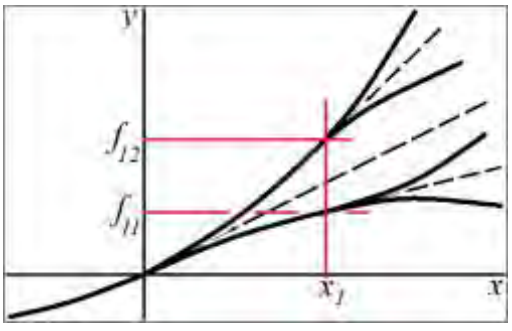


Рис. 3. Древо трёх развилок.

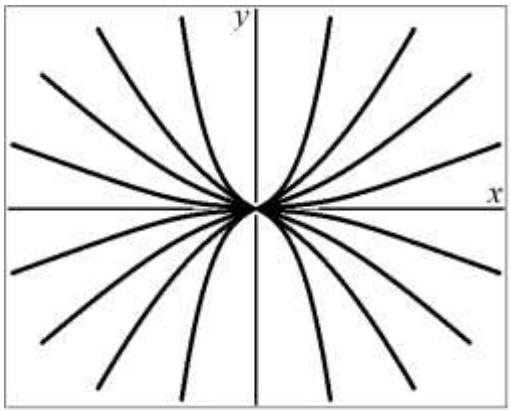


Рис. 4. Звезда, 16-ти криво-лучевая.

Литература

1. Прочность, ресурс, живучесть и безопасность машин/ Н.А. Махутов – отв. ред., Албагачиев А.Ю., Алексеева С.И. и др. 2-е изд.– М.: Кн. Дом Либроком, 2019. 576 с.

2. Ганиев О.Р., Ганиев Р.Ф., Украинский Л.Е. Резонансная макро- и микромеханика нефтяного пласта. Интенсификация добычи нефти и повышение нефтеотдачи. Наука и практика.– Ижевск: Ин-т компьют. исслед., 2014. 256 с.

3. Механика контактных взаимодействий/ Под ред. И.И. Воровича, В.М. Александрова; Бабешко В.А., Белоконь А.В., Горячева И.Г. и др.– М.: ФМЛ, 2001. 672 с.

4. Бырдин В.М. Звёзды, развилки, пики и другие сингулярные плоские фигуры трансцендентных и виртуальных функций, уравнений и кривых// Труды Математического центра имени Н. И. Лобачевского. Т. 62. Материалы Международной конференции ”Лобачевские чтения” – Казань: Изд-во КФУ, 2022. Т.62. 128 с. С. 22–24.

5. Бырдин В.М., Пузакина А.К. К теории обратноволновой передачи монохроматических изображений (обратноволновая иконика; лучевой, коротковолновой аспект) // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2017. № 1. С. 94–105.

6. Dolgachev I.V. Classical Algebraic Geometry: a modern view.– Cambridge Univ. Press, 2012. 710 p.

7. Полюшкин Н.Г. Основы теории трения, износа и смазки: Учеб. пособие; Краснояр. гос. аграр. ун-т. – Красноярск: КГАУ, 2013. 192 с.

8. Красносельский М.А., Покровский А.В. Системы с гистерезисом. М., 1983. 271 с.

УДК 539.3:621.78

ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ В НОЖЕ ГИЛЬОТИННЫХ НОЖНИЦ АКНА-3225 ПРИ ДЕЙСТВИИ ПОДВИЖНОГО НОРМАЛЬНО-КРУГОВОГО ИСТОЧНИКА ТЕПЛОТЫ

THE TEMPERATURE FIELD IN THE KNIFE OF GUILLOTINE SCISSORS AKNA-3225 UNDER THE ACTION OF A MOVABLE NORMALLY CIRCULAR HEAT SOURCE

Веремейчик А. И.– к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, **Хвисевич В. М. –** к.т.н., профессор, **Холодарь Б. Г.** – к.т.н., старший научный сотрудник
Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь
e-mail: vai_mrtm@bstu.by

Abstract. With the help of the developed program, a study of the temperature field in the knife of guillotine scissors under the action of a moving normally circular heat source was carried out. The influence of the parameters of the surface plasma quenching process on the temperature in the heating spot zone is investigated.
Key words: temperature field, knife, plasma, flow, time.

Аннотация. С помощью разработанной программы проведено исследование температурного поля в ноже гильотинных ножниц при действии движущегося нормально-кругового источника теплоты. Исследовано влияние параметров процесса поверхностной плазменной закалки на температуру в зоне пятна нагрева.
Ключевые слова: температурное поле, нож, плазма, поток, время.

В реальных условиях работы элементы кузнечно-прессового оборудования подвергаются воздействиям агрессивной среды, механическим усилиям. Для повышения надежности и долговечности таких деталей используются различные методы. Анализ литературных источников и ряд проведенных экспериментов позволяют выделить из существующих способов термообработки поверхностную закалку с помощью плазменной струи, применение которой позволяет реализовать процесс упрочнения детали на заданную глубину, сохраняя сердцевину с исходными свойствами.

При плазменном поверхностном упрочнении используется действие движущихся концентрированных источников энергии, создающих направленную высокотемпературную газовую струю, тепловой поток которой и является главным действующим фактором процесса. Поверхностная закалка стальной детали связана с изменением фазовой структуры материала и созданием в нем мартенситной структуры с мелким размером зерна. Для обеспечения этого процесса производится нагрев материала до температур, превышающих температуру точки фазового превращения, определяемой содержанием углерода и других компонентов сплава, с последующим быстрым охлаждением. Скорость процесса охлаждения является фактором, существенно влияющим на результат термообработки – ее увеличение способствует созданию более дисперсной мелкозернистой структуры материала, и, соответственно, более мелких по размерам дефектов и более высоких показателей твердости и износостойкости [1, 2]. В связи с наличием движения струи вдоль поверхности обрабатываемой детали величина достигаемой температуры разогрева материала и величина скорости охлаждения его после прохода струи оказываются жестко связанными, особенно в случае, когда дополнительные мероприятия по интенсификации процесса охлаждения не предпринимаются. Процессы нагрева иохлаждения зависят от интенсивности теплового потока q, коэффициентов теплопроводности λ материала и скорости движения плазмотрона V. Так как имеют место большие градиенты температур по пространственным координатам обрабатываемой детали теплофизические коэффициенты

материала оказываются переменными и в связи с большими сложностями учета подобного рода обстоятельств используются осредненные значения этих параметров, принимаемые по результатам обработкирасчетных и экспериментальных данных. В [1] указано, например, что величины упомянутых параметров при обработке стали следует принимать соответствующими температуре $T \approx 900°C$.

Для определения оптимальных режимов процесса поверхностной плазменной закалки проведено исследование теплового поля в теле ножа размерами 1080×165×45 мм (рисунок 1) из стали 6ХВ2С при различных режимах теплового нагружения. Нож является режущим элементом автоматизированного комплекса для резки листов АКНА-3225.

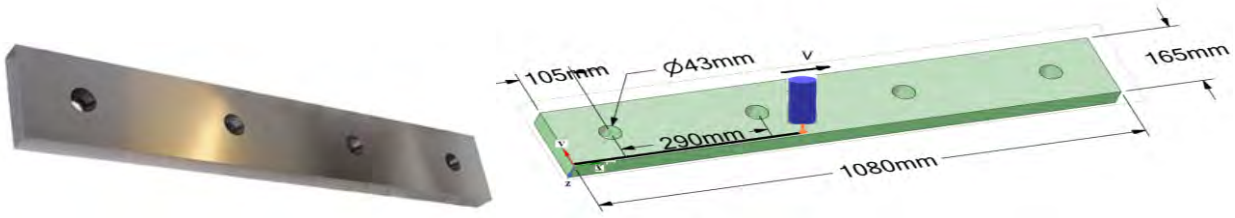


Рисунок 1 – Нож гильотины АКНА-3225

Для описания поля температур в ноже при нагреве его струей плазмы используется линейное уравнение теплопроводности с граничным условием второго рода. Рассматривается задача в пространственной постановке для теплового потока в форме пятна с интенсивностью, распределенной по нормальному закону. Интенсивность потока во времени принимается постоянной.

В определенных случаях, в частности, на начальных фазах нагрева, когда можно принять, что радиус пятна $r_f \sim (\alpha t)^{1/2}$, в точках, близких к оси потока можно использовать одномерные решения, описывающие распределение температуры в зависимости от времени t и глубины zрасположения точки под нагружаемой тепловым потоком поверхностью. В этом случае для температуры $T(z,t)$ имеет место зависимость [1]:

$$T(z,t) = 2q_0 \frac{\sqrt{at}}{\lambda} ierfc\left(\frac{z}{2\sqrt{at}}\right), \qquad (1)$$

где $ierfc(x) = \frac{1}{\sqrt{\pi}} exp(-x^2) - x \cdot erfc(x)$, $erfc(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x \exp(-\xi^2) d\xi$. Эффективная толщина зоны теплового влияния составляет примерно $\frac{z}{2\sqrt{at}} \approx 1,6$, где $a = \frac{\lambda}{c\rho}$ – коэффициент температуропроводности. Предельная температура в центре пятна нагрева составит $T(0,0,\infty) = \frac{q_0 r_f}{\lambda}$.

Для источника с гауссовым распределением $q(r) = q_0 \exp(-kr^2)$ в случае, когда не имеет еще места расплавление материала, температура в центральной точке не превысит значения

$$T(0,0,\infty) = \frac{P_0}{2\lambda}\sqrt{k/\pi} = \frac{q_0}{2\lambda}\sqrt{\pi/k}, \qquad (2)$$

где $P_0 = q_0 \frac{\pi}{k}$ – эффективная мощность источника тепла, $k = \frac{1}{(r_f)^2}$ – коэффициент сосредоточенности потока.

Для движущегося с постоянной скоростью V источника тепла температура в центральной точке пятна нагрева в подвижной системе координат определяется по формуле:

$$T(0,0,t)=\frac{P_0}{\lambda\pi\sqrt{\frac{\pi}{k}}}arctg\left(\frac{t}{4ak}\right). \quad (3)$$

При этом в соответствии с (3) температура вначале растет пропорционально корню квадратному по времени, а после некоторого периода времени, зависящего от теплофизических свойств материала, устанавливается квазистационарное состояние, при котором нагретая зона материала перемещается вслед за источником. При этом формула (3) сохраняет свою роль - температура в точках тела не может превысить указанного значения.

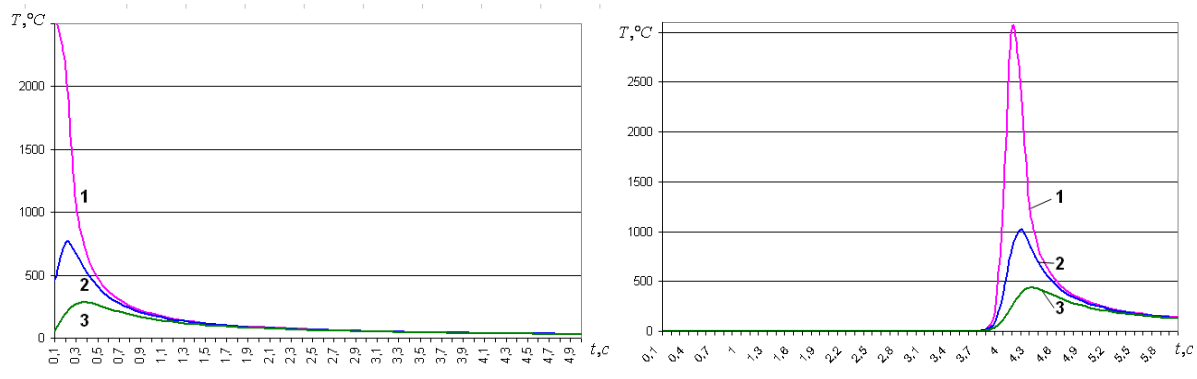
Уровень критической интенсивности плотности потока $q_0^{пл}$, требуемого для достижения на поверхности материала температуры плавления $T_{пл}$: $q_0^{пл}=1,128\lambda T_{пл}\sqrt{k}$.

Уравнение для расчета температуры в точке тела от действия перемещающегося с постоянной скоростью V нормально-кругового источника теплоты в подвижной системе координат имеет вид [1]:

$$T(x,y,z,t)=\left[2P_0\exp\left(-\frac{Vx}{a}\right)\left(c\gamma(4\pi a)^{3/2}\right)\right]\int_0^t\frac{1}{\sqrt{\xi}(t_0+\xi)}\exp\left[-\frac{z^2}{4a\xi}-\frac{r^2}{4a(t_0+\xi)}-\frac{V^2(t_0+\xi)}{4a}\right]d\xi.$$

С использованием приведенных выше зависимостей разработана программа на языке FORTRAN, которая позволяет определять температуру в полупространстве (обрабатываемой детали) при воздействии подвижным тепловым потоком на лицевую поверхность. В качестве исходных данных задаются ток дуги I, напряжение дуги U, коэффициент полезного действия η плазмотрона, радиус пятна нагрева поверхности r_f, время конца расчета, глубина и радиус проникновения тепла, скорость движения источника нагрева, а также характеристики материала ножа (коэффициент теплопроводности, удельная теплоемкость, плотность, температура плавления). Исходное положение центра пятна нагрева вдоль оси движения x задается в точке с координатой $x=r_f$.

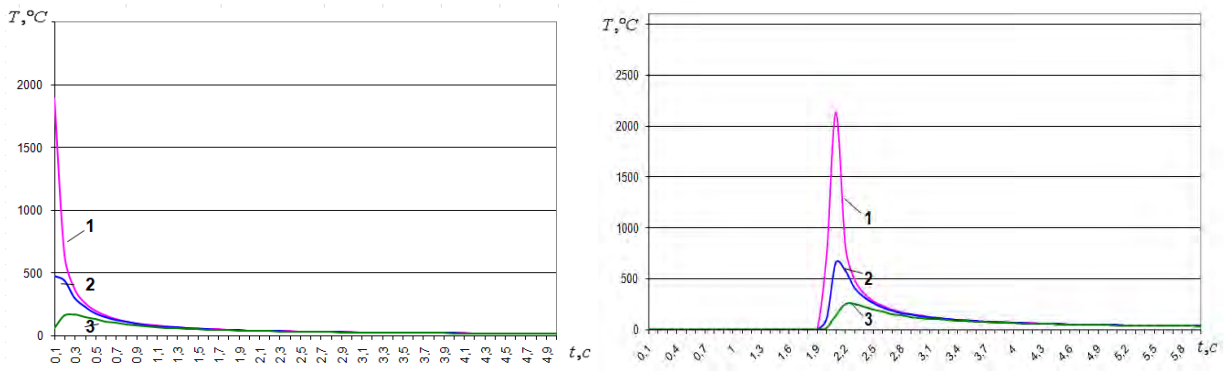
В широком диапазоне параметров обработки (I=10–35 А, U=8–28 В, V=0,1–20 см/с, r_f= 0,05–0,4 см) проведен расчет температурных полей в ноже при действии движущегося нормально-кругового источника теплоты. Расчет проводился в центре пятна нагрева по глубине z, на поверхности вдоль оси y, а также по оси z в плоскостях, параллельных координатной xOz. Типичные зависимости температурного поля от времени при I=35 А, U=25 В, $\eta=0,72$, r_f= 0,1 см, $T_{пл}=1550\,°C$, $\rho=7860\,\frac{кг}{м^3}$, $\lambda=38\,\frac{Вт}{м\cdot°C}$, $c=745\,\frac{Дж}{кг\cdot°C}$ приведены на рисунках 2–4.



а) x=0,1 см *б) x=4,1 см*

1– z=0 см, 2 – z=0,1 см, 3 – z=0,2 см

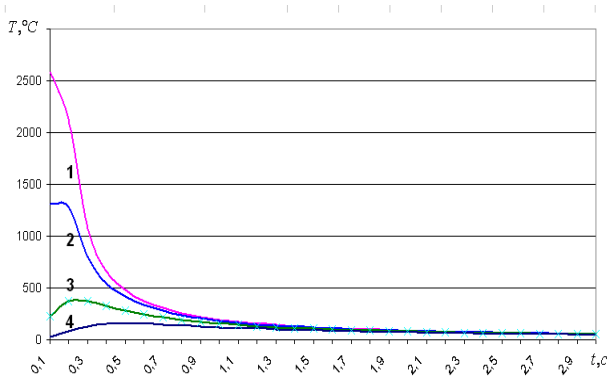
Рисунок 2 – Зависимость температурного поля от времени в плоскости движения оси источника нагрева на различной глубине при V=1 см/с



а) x=0,1 см *б) x=4,1 см*

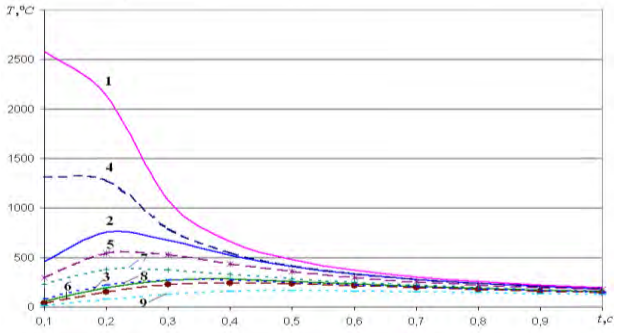
1– z=0 см, 2 – z=0,1 см, 3 – z=0,2 см

Рисунок 2 – Зависимость температурного поля от времени в плоскости движения оси источника нагрева на различной глубине при V=2 см/с



1– y=0 см, 2 – y=0,1 см, 3 – y=0,2 см, 4 – y=0,3 см

Рисунок 3 – Зависимость температурного поля от времени на поверхности ножа в направлении оси y на различных расстояниях от траектории движения центра пятна нагрева, x=0,1 см, V=1 см/с



y=0 см: 1– z=0 см, 2 – z=0,1 см, 3 – z=0,2 см; y=0,1 см: 4– z=0 см, 5– z=0,1 см, 6 – z=0,2 см; y=0,2 см: 7– z=0 см, 8– z=0,1 см, 9 – z=0,2 см

Рисунок 4 – Зависимость температуры от времени по оси z в плоскостях, параллельных координатной плоскости xOz, x=0,1 см, V=1 см/с

Результаты исследований показывают, что температуры в точках отрицательной части оси *x* (позади центра пятна нагрева) выше, чем в точках, расположенных перед плазмотроном и максимумы температур в них достигаются в разное время.

Основываясь на данных по техническим характеристикам плазмотрона, теплофизическим и механическим свойствам обрабатываемых материалов и их прогнозируемым структурным параметрам после теплового воздействия, с использованием полученных результатов могут быть назначены конкретные режимы термообработки с последующим их уточнением в процессе технологических экспериментов.

Литература

1. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, И. В. Зуев, А. Н. Кокора. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.

2. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. – М.: ГНТИ машиностроительной литературы, 1951. – 296 с.

УДК 539.3:539.4

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КАСАТЕЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ПРОГИБ И ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТНОЙ БАЛКИ

THE EFFECT OF SHEAR STRESS DISTRIBUTION ON THE DEFLECTION AND STRENGTH OF A COMPOSITE BEAM

Власов Д.Д.[1], **Полилов А.Н.**[1] – д.т.н., проф., **Татусь Н.А.**[1] – к.т.н., **Поляков А.Э.**[1]
[1] Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
e-mail: danila_vlasov_98@mail.ru

Abstract. This paper analyzes the effect of inhomogeneity of shear stresses on the deflection and bending strength of a composite beam. The shear stress distribution obtained from the Saint-Venin-Lekhnitsky exact solution is compared with the standard distribution according to the Zhuravsky law.
Key words: fibrous PCM, shear stresses, deflection correction, bending strength.

Аннотация. В настоящей работе приводится анализ влияния неоднородности касательных межслойных напряжений на прогиб и прочность композитной балки при поперечном изгибе. Распределение касательных напряжений, полученное из точного решения Сен-Венана – Лехницкого, сравнивается с традиционно рассматриваемым распределением по закону Журавского.
Ключевые слова: волокнистые ПКМ, касательные напряжения, поправка к прогибу, прочность при изгибе.

Распределение напряжений в балке при изгибе

С увеличением объема применения анизотропных композитов в ответственных конструкциях возникла необходимость учета ряда явлений, не свойственных квазиоднородным, изотропным сплавам. Так при исследовании изгиба консольных балок прямоугольного сечения (рис. 1) необходимо кроме стандартного линейного распределения нормальных напряжений учитывать параболическое распределение межслойных касательных напряжений по закону Журавского:

$$\sigma_x = \frac{12Plz}{wh^3};\ \ \tau_{xz} = \frac{6P}{wh^3}\left(\frac{h^2}{4} - z^2\right) \tag{1}$$

Для изотропных материалов модуль сдвига G сравним с модулем упругости E (для стали E=210 ГПа, а G=80 ГПа), и поэтому влиянием межслойных касательных обычно пренебрегают. Если же балка из полимерного композитного материала (ПКМ) обладает существенной анизотропией свойств, то такое пренебрежение оказывается недопустимым. Для однонаправленного углепластика E_x=140 ГПа >> G_{xz}=5 ГПа, поэтому при расчетах необходимо учитывать влияние на прогиб межслойных касательных напряжений путём добавления к прогибу балки от поворота сечений прогиба от сдвиговой деформации:

$$\upsilon_1 = \frac{4Pl^3}{E_x wh^3};\ \ \upsilon_2 = \frac{1}{P}\int_{-h/2}^{h/2}\int_{-w/2}^{w/2}\int_{0}^{l}\frac{\tau_{xz}^2(z)}{G_{xz}}dxdydz = \frac{\alpha Pl}{G_{xz}wh} \tag{2}$$

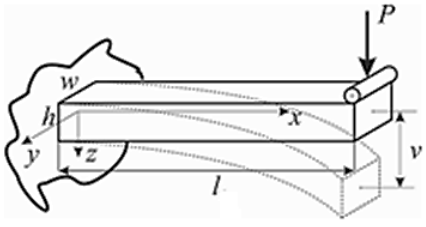


Рис.1. Расчетная схема изгиба консольной балки

Полный прогиб балки определяется выражением:

$$\upsilon = \upsilon_1 + \upsilon_2 = \frac{4Pl^3}{E_x w h^3} + \frac{\alpha Pl}{G_{xz} wh} = \upsilon_1 \left(1 + \frac{\alpha}{4} \frac{E_x}{G_{xz}} \frac{h^2}{l^2} \right) \tag{3}$$

Коэффициент α в (2), (3) для балки прямоугольного сечения равен 6/5.

Распределение межслойных касательных напряжений (1) в традиционной постановке считается независящим от координат вдоль длины и ширины балки: *x* и *y* (рис.1), однако данное допущение уточняется решением Сен-Венана – Лехницкого, из которого для ортотропной балки получается следующее выражение:

$$\tau_{xz} = \frac{P}{2I}\left(z^2 - \frac{h^2}{4} \right) - \frac{P w^2 G_{xz} \nu_{xy}}{E_{xx} I \pi^2} \sum_{n=1}^{\infty} \left[\frac{(-1)^n}{n^2} \left(1 - \frac{ch\left(2n\pi z \sqrt{G_{xz}} / w\sqrt{G_{xz}} \right)}{ch\left(n\pi h \sqrt{G_{xz}} / w\sqrt{G_{xz}} \right)} \right) cos \frac{2n\pi y}{w} \right] \tag{4}$$

Это уточненное решение (4) получено в рядах по тригонометрическим и гиперболическим функциям, и оно удовлетворяет двум уравнениям равновесия и граничным условиям на гранях сечения $-\frac{w}{2} \le y \le \frac{w}{2}$; $-\frac{h}{2} \le z \le \frac{h}{2}$, описывая зависимость межслойных касательных напряжений от ширины балки. Если принять начало координат На рис. 2,а представлено сравнение распределений касательных напряжений по сечению *yz* прямоугольной балки согласно формулам (1) и (4).

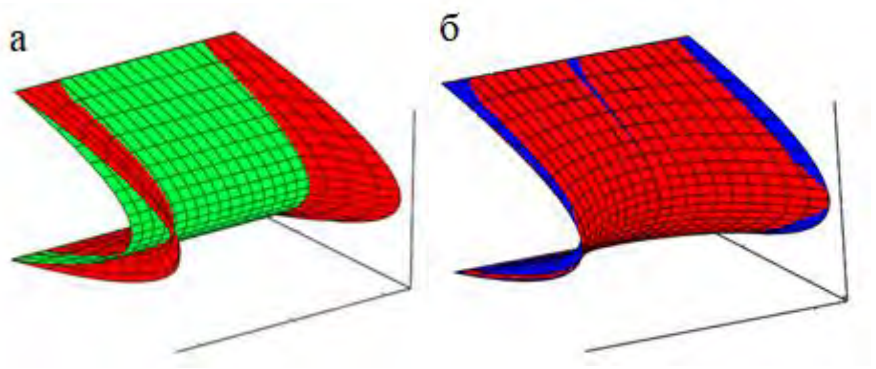


Рис.2. Сравнение распределений межслойных касательных напряжений: а) по формуле (1) -зеленый; по формуле (4) – красный; б) по формуле (5) - синий

Из рис. 2,а видно, что помимо примерно параболического распределения касательных напряжений по высоте балки проявляется также, похожее на параболическое, распределение по ширине с ростом от середины сечения к краям сечения. Из (4) легко найти максимальное (*y*=*w*/2) и минимальное (*y*=0) значения касательных напряжений на нейтральной оси *z*=0.

Для вычисления уточненной поправки к прогибу необходимо двойное интегрирование квадрата громоздкого выражения (4) с рядами от гиперболических и тригонометрических функций. Чтобы упростить вычисления, аппроксимируем выражение (4) двумя квадратичными функциями: зависимость по ширине от *y* запишем в виде $\tau(y) = a(1 + by^2)$, а зависимость по высоте от *z* – по стандартной формуле типа Журавского $\tau(z) = (1 - \frac{4}{h^2} z^2)$. Тогда аппроксимация распределения приобретает вид:

$$\tau_{xz} = a(1 + by^2)(1 - 4z^2 / h^2), \tag{5}$$

где $b = 4(\frac{\tau_{xz}^{\max}}{\tau_{xz}^{\min}} - 1) / w^2$, а a определяется с помощью системы уравнений из условия $P = 4\int_0^{h/2}\int_0^{w/2} \tau_{xz} dydz = awh\left(1 + \frac{bw^2}{12} - \frac{kh^2}{12} - \frac{bkh^2w^2}{144}\right)$. Двойной интеграл от квадрата выражения (5) позволяет вычислить полный прогиб ортотропной балки с учетом сдвиговых деформаций. Сравнение распределений (4) и (5) показано на рис. 2,б.

Учет неоднородности касательных напряжений при расчете прогиба

При определении поправки к прогибу неоднородность касательных напряжений по ширине балки может оказать значительное влияние на результат. На примере кусочно-постоянных функций несложно показать, что поправка возрастает при увеличении неоднородности распределения напряжений, следовательно, учет роста касательных напряжений на краях сечения может иметь значение для широких балок.

Для проверки данного предположения были проведены расчеты прогибов балок различной ширины. Значение прогиба рассчитывалось по формулам (2) – $v_ж$ и (3) - $v_т$, поправка определялась по распределению Журавского - $v_{тж}$ - и аппроксимации - $v_{та}$ - (5). Данные для расчетов представлены в табл. 1. Результаты расчетов приведены в табл. 2.

Таблица 1. Данные для расчета прогиба

l, мм	w, мм	h, мм	E_x, ГПа	G_{xz}, ГПа	G_{xy}, ГПа	ν_{xy}	P, Н
150	5…30	5	60	3	9	0.3	100

Таблица 2. Результаты расчета прогибов

Ширина балки, мм	$v_ж$, мм	$\left(\frac{v_{TA}}{v_{TЖ}} - 1\right)\cdot 100\%$	$\frac{\tau_{xz}^{\max}}{\tau_{xz}^{\min}}$
5	36	$6\cdot 10^{-4}$	1.03
15	12	$9\cdot 10^{-3}$	1.19
30	6	0.07	1.42

Расчеты показывают, что даже при $\frac{w}{h} = 6$, когда балку следует рассматривать как пластину, отличие уточненной поправки к прогибу от рассчитанной на основе стандартного распределения минимально, что позволяет не использовать точное решение в инженерных расчетах.

Учёт неоднородности касательных напряжений в критерии прочности при изгибе

Интегральный учет точного распределения касательных напряжений не оказывает существенного влияния на поправку к прогибу, однако локальный рост напряжений у краев балки может, казалось бы, заметно снижать межслойную прочность при изгибе с ростом ширины балки.

Однако реального снижения прочности не наблюдается, что можно пояснить критерием расслоения при изгибе в виде линейной комбинации нормальных и касательных напряжений:

$$\sigma_x + m\tau_{xz} = c \qquad (6)$$

Коэффициенты m и c определяются экспериментально. Применяя в (6) распределения нормальных и касательных напряжений (1), можно для случая трехточечного изгиба определить координату начала расслоения $z_0 = \frac{l}{2m}$ и межслойную сдвиговую прочность:

$$\tau_0 = \frac{mc}{\left[m^2 + \frac{l^2}{h^2}\right]} \tag{7}$$

Из (7) следует, что межслойная прочность зависит от отношения пролета балки к ее толщине, а также от коэффициента m, который отражает относительную роль касательных напряжений в критерии (6). Для оценки влияния роста касательных напряжений у краёв сечения примем $\frac{l}{h} = 5$, $m = 10$, тогда выражение (7) упрощается:

$$\tau_1 = \frac{10c}{\left[10^2 + 5^2\right]} = 0.08c \tag{8}$$

Если предположить, что рост касательных напряжений на краю составляет 10-30%, что равносильно росту коэффициента m на те же 10-30%, несложно из (8) оценить снижение межслойной сдвиговой прочности:

$$\begin{aligned} \tau_2 &= c\frac{11}{121+25} = 0.0753c = \tau_1 \times 0.942 \\ \tau_3 &= c\frac{13}{169+25} = 0.067c = \tau_1 \times 0.838 \end{aligned} \tag{9}$$

Рост локальных напряжений на 10-30% приводит, благодаря использованию критерия (6), к снижению прочности лишь на 6-16%, и для реального увеличения локальных напряжений на несколько процентов (табл. 2) это увеличение незначительно влияет на несущую способность.

Выводы и обсуждение результатов

Из уточненного распределения касательных напряжений следует их увеличение по краям сечения, однако их интегральный учет при оценке поправки к прогибу даёт отличие от традиционной поправки на доли процентов.

Аналогичный вывод следует и для определения межслойной сдвиговой прочности: неоднородность распределения по ширине (с требуемой точностью) можно не учитывать.

Литература

1. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. М.: «Наука». 1977. 416 с.
2. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. М.: «Наука», 2-е изд.,1988, 712 с.
3. Жигун В.И., Плуме Э.З., Муйжниекс К.И., Краснов Л.Л. Универсальные методы определения модулей сдвига композиционных материалов// Механика композиционных материалов и конструкций. -2020.-Том 26.- № 3.- С. 313-326.

УДК 620.178.156.4

НОВЫЕ РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЯХ НА МЯГКИХ ПОДЛОЖКАХ

NEW COMPUTATIONAL AND EXPERIMENTAL METHODS FOR DETERMINING RESIDUAL STRESSES IN HARD COATINGS ON SOFT SUBSTRATES

Воронин Н.А. – д.т.н., гл. научный сотрудник
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;
e-mail: voroninn@inbox.ru

Abstract. Three methods have been developed for determining residual stresses in hard coatings of, which are characterized by a significant difference in the hardness from the substrates. The novelty of the techniques lies in the analysis of the penetration diagram obtained as a result of a repeated indentation cycle. The results of the work can be used in industry and in scientific activities.
Key words: topocomposites, hard coatings, residual stresses, instrumental indentation, penetration diagram, compliance, interfacial failure.

Аннотация. Разработаны три методики определения остаточных напряжений в покрытиях «твердых» топокомпозитов, для которых характерно существенное различие твердостей компонентов слоистой системы. Новизна методик заключается в анализе диаграммы внедрения, получаемой в результате повторного цикла индентирования. Результаты работы могут быть использованы в промышленности и в научной деятельности.
Ключевые слова: топокомпозиты, твердые покрытия, остаточные напряжения, инструментальное индентирование, диаграмма внедрения, податливость, межфазное разрушение.

Настоящая работа направлена на разработку методик определения остаточных напряжений в покрытиях «твердых» топокомпозитов, для которых характерны большая разница в значениях твердости покрытия и подложки и возникновение межфазного расслоения на границе покрытие-подложка при инструментальном индентировании.

Для достижения поставленной цели в работе предлагается оригинальная методика анализа диаграммы внедрения, полученной в режиме повторного индентирования. В качестве «твердого» топокомпозита была взята поверхностно слоистая система AlN - сплав Д16Т, для которой характерно межфазное расслоение по границе раздела покрытие-подложка при инструментальном индентировании. Был изготовлен модельный образец топокомпозита. Материал основы (подложки) модельного топокомпозита – алюминиевый сплав Д16Т (ГОСТ 4784-97) с микротвердостью H_0 = 0.98 ГПа и модулем упругости E_0 = 93 ГПа. Материал покрытия – нитрид алюминия (AlN), полученный магнетронным способом. Толщина покрытия составляла 5 мкм, твердость H_1 = 15.2 ГПа, модуль упругости E_1 = 320 ГПа. Измерения механических характеристик материалов исследуемой слоистой системы проводились на нанотвердомере НаноСкан4D. Индентором служила трехгранная алмазная пирамида Берковича. Твердость и модуль упругости определялся по методике Оливера и Фара [1].

С помощью нанотвердомера НаноСкан4D с образцом топокомпозита были проведены экспериментальные исследования по внедрению алмазного индентора Берковича при различных нагрузках и записи диаграммы внедрения. Диаграмма

внедрения представляет собой график изменения глубины внедрения «s» при возрастании нагрузки «*P*» и затем при снижении нагрузки, полученный в результате двух циклов индентирования (рис.1).

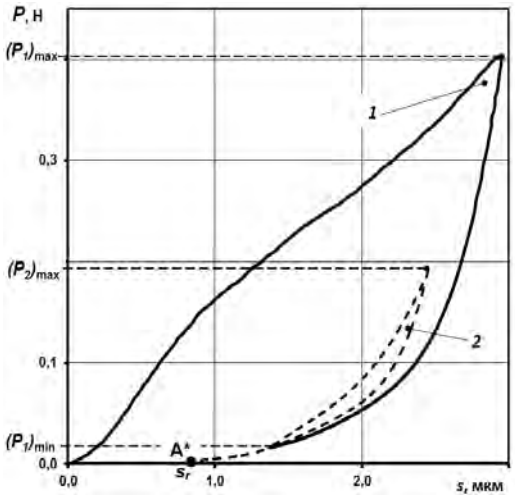


Рис. 1. Экспериментальная диаграмма внедрения с повторным циклом индентирования. 1 – первый цикл индентирования, 2 – второй цикл индентирования

Первый цикл индентирования состоит в нагружении до некоторой конечной нагрузки P_{max} и разгружении индентора до величины нагрузки не более 5% от величины предельной нагрузки P_{max} при нагружении. Второй цикл индентирования осуществляется непосредственно сразу после окончания первого цикла и заключается во внедрении индентора в тот же отпечаток путем нагружения индентора до величины конечной нагрузки, обеспечивающей значимое чисто упругое деформирование (прогиб) ранее (на этапе нагружения первичного цикла индентирования) отслоившегося от подложки покрытия. Затем в рамках второго цикла индентирования следует полное снятие нагрузки с индентора вплоть до значения равного нулю. Координаты пересечения кривой разгрузки второго цикла деформирования указывают на величину остаточной глубины отпечатка в данном испытании. Эта глубина фиксируется как «s_r» (точка А*) и обозначает глубину отпечатка для покрытия с остаточными напряжениями.

Кривые нагружения и разгрузки второго цикла индентирования подвергаются обработке в виде определения функциональных зависимостей между нагрузкой и глубиной внедрения. Функциональные зависимости получают в виде полиномиальных уравнений *n*-степени (как правило, не ниже шестой). Полученные функциональные зависимости используются для определения координат моды (рис. 2, точка С) кривой разгрузки второго цикла индентирования.

Точка С, принадлежащая кривой разгружения, одновременно принадлежит кривой упругого деформирования покрытия без остаточных напряжений при нагружении.

Уравнение этой кривой нам неизвестно. Для получения кривой упругого деформирования покрытия без остаточных напряжений, учтем два обстоятельства, влияющие на вид этой кривой. Первое - кривая упругого нагружения покрытия без остаточных напряжений включает упругую деформацию покрытия в результате индентирования и упругую деформацию покрытия как мембраны при ее центральном нагружении. Второе – координаты точки С, принадлежат кривой разгрузки АВС и кривой упругого нагружения покрытия без остаточных напряжений.

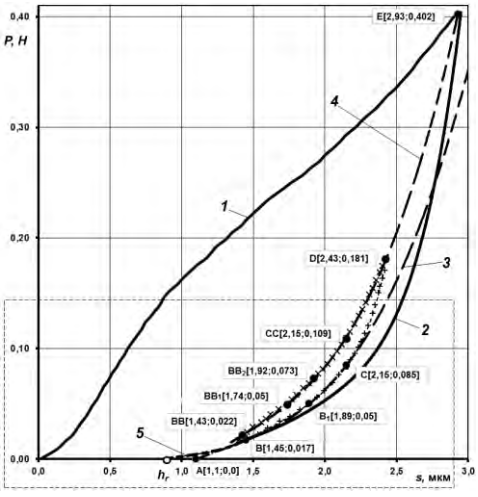


Рис. 2. Определение кривых упругого деформирования второго цикла индентирования для случая отсутствия (3) и присутствия (4) остаточных напряжений в покрытии. 1 и 2 –кривые нагружения и разгрузки первого цикла индентирования, соответственно; 5 – конец кривой разгрузки при повторном цикле индентирования.

Более того координаты точек кривой ABC, лежащие ниже точки C, по крайней мере, расположенные вблизи точки C, также должны быть близки в к кривой упругого нагружения покрытия без остаточных напряжений. Обстоятельством, которое ясно по умолчанию, является схождение кривых упругого нагружения покрытия без остаточных напряжений, упругой деформации покрытия в результате индентирования и упругой деформацию покрытия как мембраны в одной точке на оси абсцисс. И нахождение этой точки на оси абсцисс детерминировано с местом нахождения точки C на диаграмме повторного индентирования. Покажем процедуру нахождения кривой упругого нагружения покрытия без остаточных напряжений и координаты точки начала этой кривой на оси абсцисс на рис. 2.

Уравнение кривой упругого деформирования материала покрытия при индентировании рассчитывается по формуле [20]:

$$P_c = \left((\frac{2E_1}{\pi} \tan\alpha) \right) s^2 = C \cdot s^2,$$

где α - эквивалентный угол конуса ($70{,}3^o$ для индентора Берковича).

Уравнение кривой упругого деформирования покрытия как мембраны рассчитывается по формуле [16]:

$$P = s \cdot \frac{1}{r^2} \frac{4}{3} \frac{\pi E_1 s h^3}{3(1-\mu^2)} \qquad P_m = L \cdot s, \tag{1}$$

где r – радиус отслаивания покрытия (радиус мембраны); μ – коэффициент Пуассона для материала покрытия (принят равным 0.3); L – жесткость покрытия как мембраны.

Уравнение кривой упругого нагружения покрытия без остаточных напряжений может быть представлена полиномом вида $P\Sigma = K(s2 + s)$, где K – константа покрытия, характеризующая суммарную жесткость упругого деформирования от индентирование и прогиба покрытия как мембраны. Графоаналитическим методом определяем значения неизвестных L и K и устанавливаем координаты данных принадлежащих кривой нагружения покрытия без остаточных напряжения и располагающиеся от точки A до точки C, где точка A указывает указывают на величину остаточной глубины отпечатка для случая испытания исследуемого покрытия без остаточных напряжений. Эта глубина фиксируется как «s_{r0}». Аппроксимируем данные полиномом третьей степени и экстраполируем кривую до пересечения с кривой разгрузки первого цикла индентирования (см. рис. 2, точка F).

Полученные кривые нагружения покрытий с остаточными напряжениями и без напряжений (рис. 2 , кривые 3 и 4) предлагаются в данной работе использовать для расчета остаточных напряжений с использованием формул, предложенных Suresh A et al [2] (2) и Q. Wang et al. [3] (3) :

$$\sigma_R = \frac{1}{f_g} \cdot \frac{P_0 - P}{A_c} \tag{2}$$

где P_0 и P - максимальные нагрузки при одинаковой глубине индентирования $s_{\max}$ с остаточными напряжениями и без них, соответственно; fg – поправочный коэффициент, различающийся по растягивающим и сжимающим остаточным напряжениям; Ac - площадь проекции контакта в напряженном образце. Коэффициент fg - константа, равная 1 для растягивающих остаточных напряжений; для сжимающих остаточных напряжений fg = sinθ, где θ=2π-α, а α - половина угла наконечника индентора.

$$\sigma_{\mathrm{R}} = \frac{\mathrm{P_{min} - P_{max}}}{2\pi \tan^2\alpha s_r^2}, \tag{3}$$

где s_r- остаточное пластическое смещение под индентором после полной разгрузки; и $s_{\max}$ и $P_{\max}$- максимальная глубина вдавливания и максимальная нагрузка вдавливания соответственно, $P_{\min}$ – нагрузка пересечения кривой разгрузки с остаточными напряжениями и кривой нагружения без остаточных напряжений.

На рис. 3 представлена расчетная схема определения остаточных напряжений в покрытии по формулам моделей S. Suresh. et al. и Q. Wang et al. По формулам модели S. Suresh. et al. рассчитывались остаточные напряжения для трех значений нагрузок (см.

рис.3, сечения кривых I, II, III), для подтверждения точности построения кривых нагружения для покрытия без остаточных напряжений и с напряжениями. Для расчета остаточных напряжений по модели Q. Wang et al. использовались значения P_{min} , P_{max} и h_{r0} (см. рис. 3).

Среднее значение остаточных напряжений по модели S. Suresh составило σ_R = -2,557 ГПа. Расчет по модели Q. Wang дал величину σ_R = -2,649 ГПа.

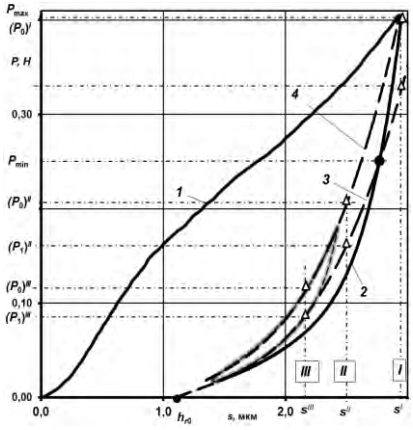


Рис. 3. Расчетный график определения величины остаточных напряжений в покрытии с использование формул (2) и (3).

Величина размера межфазного расслоения дает возможность определить остаточные напряжения в покрытии по кривизне покрытия после снятия нагрузки на индентор. Действие остаточных напряжений в покрытии после окончания цикла индентирования приводит к вздутию покрытия по отношению к плоской первоначальной поверхности образца с покрытием.

Радиус «*r*» круговой трещины при межфазном разрушении адгезионной связи покрытия с подложкой в процессе индентирования может быть рассчитан из условия линейной связи величины центральной нагрузки и прогиба покрытия как мембраны по оси действия силы из известной формулы (1). Величина прогиба определяется по методике, изложенной в работе [4]. Остаточные напряжения рассчитываются по известной теории балок по формуле

$$\sigma_R = -\frac{E_1 \varepsilon}{(1-\mu)},$$

где E_1 – модуль упругости покрытия; μ – коэффициент Пуассона; ε – деформация в центре покрытия.

Результат расчета дал величину остаточных напряжений σ_R = -2,598 ГПа.

Сравнение рассчитанных значений остаточных напряжений, поученных тремя предлагаемыми методами, дает близость результатов. Различие не превышает 2%.

Разработаны три методики определения остаточных напряжений в твердых покрытиях топокомпозитов, для которых характерно существенное различие твердостей компонентов слоистой системы. Новизна методик заключается в анализе диаграммы внедрения, получаемой в результате повторного цикла индентирования. Результаты работы могут быть использованы в промышленности и в научной деятельности.

Литература

1. Oliver W.C., G.M. Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. Journal of Materials Research. 1992, V. 7, N. 6, P. 1564-1583.

2. Suresh S., Giannakopoulos A. E. A new method for estimating residual stresses by instrumented sharp indentation. Acta Materialia. 1998, V. 46, N. 16, P. 5755-5767.

3. Wang Q., Ozaki K., Ishikaw H. et al. Indentation method to measure the residual stress induced by ion implantation. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B. 2006, V. 242, N. 1–2, P. 88-92.

4. Ma L.S., Lee D.W. Exact solutions for nonlinear static responses of a shear deformable FGM beam under an in-plane thermal loading.// Eur. J. Mech. A Solids. 2012. V. 31(1). P. 13–20.

УДК 681.51:519.71

МОРФОЛОГИЧЕСКАЯ КЛАССИФИКАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ И МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

MORPHOLOGICAL CLASSIFICATION OF TECHNOLOGICAL PROCESSES AND MATERIALS FOR ADDITIVE TECHNOLOGIES

Л.В. Гаврилина[1] – н.с., **М.А. Печейкина**[2] – ст.преп.,
Д.Л. Раков[1] – к.т.н., ст.н.с., **Р.Ю. Сухоруков**[1] – к.т.н., зав. лабораторией
[1] Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН)
[2] Национальный исследовательский университет «МЭИ»
e-mail: rdl@mail.ru

Abstract. The article considers the use of the morphological approach as a logical evolutionary step in the development of design theory. The method is used for analysis and classification of additive technological processes. Its use will achieve many advantages in the analysis, creation, management and development of complex processes and technologies. The aim of the research was to find the place of the approach in the design of innovative technological processes. Morphological analysis and agglomerative clustering method was used for justification and selection. The creation of a classification morphological matrix will improve the accuracy of the analysis and identification of new technologies.
Key words: structural synthesis, additive technologies, classification of technological processes.

Аннотация. В статье рассматривается использование морфологического подхода как логического эволюционного этапа в развитии теории проектирования. Метод применяется для анализа и классификации аддитивных технологических процессов. Его использование позволит достичь многих преимуществ при анализе, создании, управлении и разработке сложных процессов и технологий. Целью исследования было найти место подхода при разработке инновационных технологических процессов. Для обоснования и отбора использован морфологический анализ, а также метод агломеративной кластеризации. Создание классификационной морфологической матрицы позволит повысить точность анализа и идентификации новых технологий.
Ключевые слова: структурный синтез, аддитивные технологии, классификация технологических процессов.

В настоящее время идет постоянный поиск методов и средств повышения эффективности синтеза новых систем, технических решений (ТР) и технологий. Цель-синтез систем с возможностью адаптации к изменяющимся условиям внешней среды, гибкой перестройки алгоритмов управления на всех этапах жизненного цикла. Эволюционное совершенствование технических систем и технологий предопределило применение новых принципов использования структурных элементов, адаптивных алгоритмов управления, взаимодействия с внешней средой, учета социальных аспектов. В этом контексте задействованы различные области знаний, такие как проектирование и дизайн, разработка программного обеспечения, теория управления и технологические системы реального времени. Одним из главных путей развития современного материаловедения и машиностроения состоит в использовании новых материалов и технологических процессов при производстве деталей и изделий, а именно аддитивных технологий (АТ). В настоящее время были разработаны и внедрены десятки процессов и установок для АТ. Скачкообразно

расширилась сфера применения АТ[1,2]. В ряде научных работ проводилась классификация АТ [2-7].

Пригодность морфологических подходов для решения задач поиска и классификации новых технических и технологических решений позволила Ф. Цвикки [8] и другим специалистам считать этот метод перспективным и продуктивным. Морфологические матрицы (рис. 1) являются моделью для представления морфологического множества. Морфологические матрицы содержат классификационные атрибуты и опции, их реализующие (Рисунок 1).

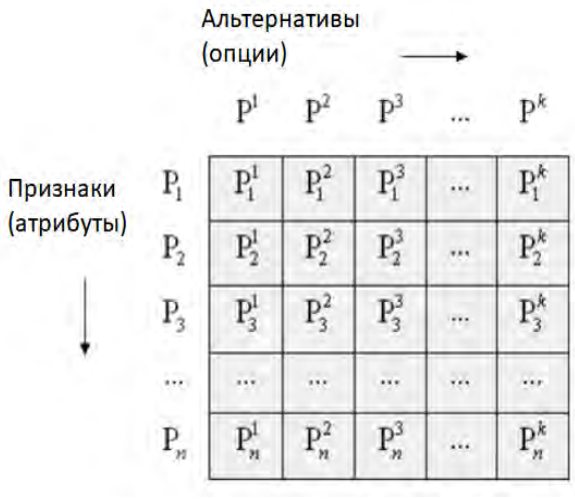


Рис. 1. Морфологическая матрица

Для задач синтеза технологических процессов целесообразно располагать признаки по мере выполнения данных процессов, что увеличивает наглядность и логичность выполнения работ. На сновании положений морфологического анализа была построена морфологическая матрица (Рисунок 2).

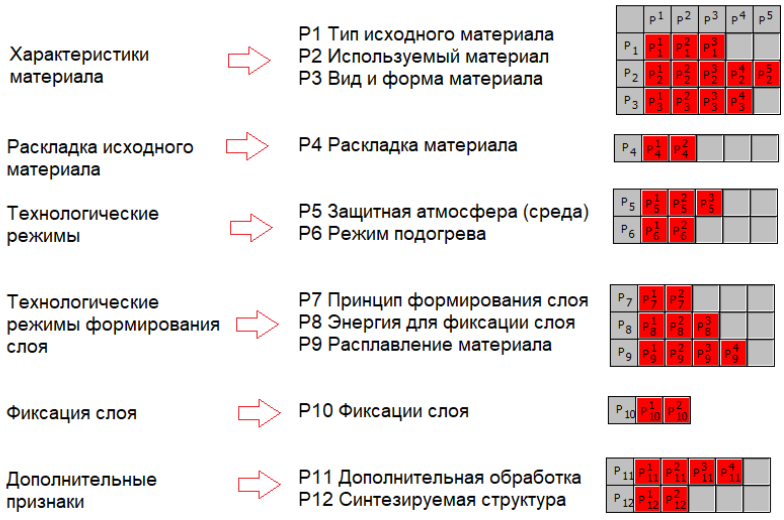


Рис. 2. Группировка признаков морфологической матрицы АТ

Для последующего изучения и кластеризации технологических решений морфологическая матрица была синтезирована при помощи программного обеспечения

«Оккам» [9] (рисунок 3). Количество потенциальных вариантов – морфологическое множество решений составляет 276420 вариантов.

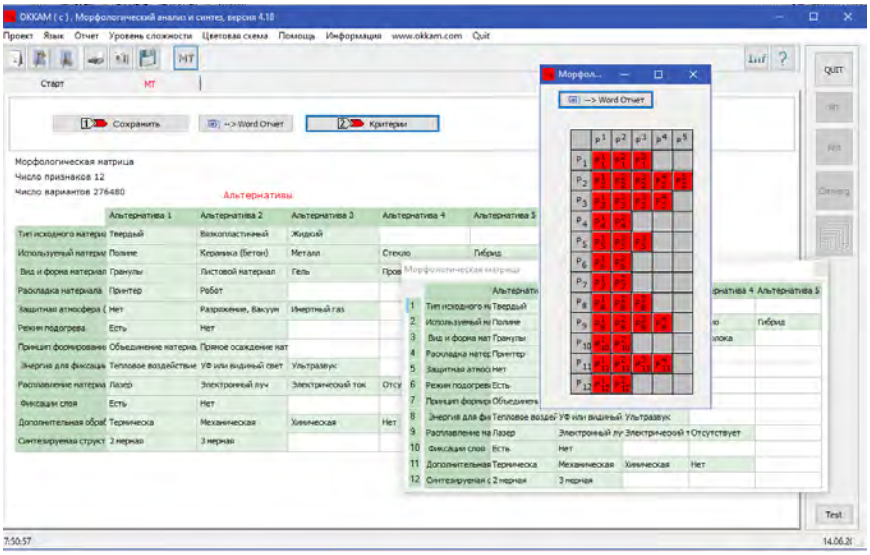


Рис. 3. Морфологическая матрица аддитивных технологий (экранная форма)

Предлагаемый морфологический подход к классификации АТ позволяет уточнить и упорядочить структуризацию решаемой задачи. Тем самым удается повысить обоснованность принимаемых решений и скорость анализа инновационных ТР. При помощи подхода был решен ряд исследовательских задач по поиску перспективных ТР [10-12].

Морфологические методы следует рассматривать как эволюционный шаг в развитии проектирования, теории систем и системного анализа. Их использование позволит достичь многих преимуществ при создании, управлении и эксплуатации сложных систем. Морфологические методы обладают высокой адаптивностью в ответ на изменения окружающей среды, что приводит к повышению эффективности. Создание классификационной матрицы АТ позволило повысить точность идентификации этих систем и технологий. Таким образом, информация была упорядочена, что позволило сузить область анализа и системных исследований.

Литература

1. Gibson I., Rosen D.W., & Stucker B. Additive manufacturing technologies: Rapid prototyping to direct digital manufacturing. Additive manufacturing technologies: Rapid prototyping to direct digital manufacturing, 2010, pp. 1-459.
2. Rakov D.L., Sukhorukov R.Y. Classification and analysis of additive technologies based on the morphological approach. Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2021. V. 50. No. 7, pp. 616-621.
3. Levy G.N., Schindel R., & Kruth J.P. Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (LM) technologies, state of the art and future perspectives. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2003, V. 52, No. 2, pp. 589-609.
4. Ngo T.D., Kashani A., Imbalzano G., Nguyen K.T.Q., & Hui D. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. Composites. Part B: Engineering, 2018, V. 143, pp. 172-196.

5. Khoo Z.X., Teoh J.E. M., Liu Y., Chua C.K., Yang S., An J., Yeong W.Y. 3D printing of smart materials: A review on recent progresses in 4D printing. Virtual and Physical Prototyping, 2015, 10(3), pp. 103-122.
6. Ford S., & Despeisse M. Additive manufacturing and sustainability: An exploratory study of the advantages and challenges. Journal of Cleaner Production, 2016, 137, 1573-1587.
7. Zhang H.C., Kuo T.C., Lu H., & Huang S.H. Environmentally conscious design and manufacturing: A state-of-the-art survey. Journal of Manufacturing Systems, 1997, 16(5), 352-371.
8. Zwicky F. Discovery, Invention, Research – Through the Morphological Approach. 1969.
9. Rakov D.L. Okkam – Advanced Morphological Approach as Method for Computer Aided Innovation (CAI) MATEC Web of Conferences 298. ICMTMTE 2019 00120, pp. 1-9.
10. Rakov D.L., Sukhorukov R.Y., Pecheykina M.A. Choosing and evaluating fabrication processes by means of a computer-aided innovation support system based on the morphological approach. Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2019. 48, pp. 173-178.
11. Гаврилина Л.В., Печейкина М.А., Раков Д.Л., Сухоруков Р.Ю. Структурный синтез и анализ при разработке инновационных технологических процессов на базе прогрессивного морфологического подхода. Проблемы машиностроения и автоматизации. 2017. № 4. С. 137-145.
12. Гаврилина Л.В., Печейкина М.А., Раков Д.Л., Сухоруков Р.Ю. Автоматизация процессов изготовления деталей из жаропрочных сплавов с использованием морфологического подхода. Научные труды VII Международной научной конференции. 2021. С. 74-76.

УДК 621.22

НОВЫЕ ДИАГНОСТИЧЕСКИЕ ПРИЗНАКИ ДЛЯ РАННЕГО ОБНАРУЖЕНИЯ НЕИСПРАВНОСТИ ГИДРОАГРЕГАТОВ[1]

NEW DIAGNOSTIC FEATURES FOR EARLY DETECTION OF HYDRO UNITS FAILURE

Георгиевская Е.В. – канд. физ.-мат. наук, директор по науке
ООО «Центр конструкторско-технологических инноваций», г. Санкт-Петербург
sciencedir@cdti.ru

Abstract. Three main factors determine the effectiveness of the hydraulic unit diagnostics system: the hardware base, the technologies for processing the collected data, and defect identification algorithms. While the first two factors have seen significant progress in the last 20-30 years, not enough attention has been paid to improving the defect identification algorithms. The proposed new diagnostic features are based on an in-depth analysis of the hydraulic unit vibration state. They make it possible to detect critical defects in hydraulic units at the early stages of their development.
Key words: hydraulic unit, diagnostic systems, vibration parameters, failure.

Аннотация. Эффективность системы диагностики гидроагрегатов определяется тремя основными факторами: аппаратной базой, технологиями обработки собранных данных и алгоритмами распознавания дефектов. Если по первым двум факторам в последние 20-30 лет наблюдается значительный прогресс, то усовершенствованию алгоритмов распознавания дефектов уделяется недостаточно внимания. Предложенные в статье новые диагностические признаки основаны на углублённом анализе вибрационного состояния гидроагрегата и позволяют обнаруживать критические дефекты в гидроагрегатах на ранних стадиях их развития.
Ключевые слова: гидроагрегат, система диагностики, вибрационные параметры, неисправность.

Эффективность системы диагностики гидроагрегатов (ГА) определяется тремя основными факторами: аппаратной базой (средства измерения сигнала – датчики), технологиями обработки собранных данных (программное обеспечение) и алгоритмами распознавания дефектов (интеллектуальная составляющая). Современная система диагностики гидроагрегата [1-4] содержит обычно от 30 до 200 и более датчиков для контроля режимных параметров (мощность, напор, высота отсасывания, положение регулирующих органов), температуры и взаимного положения элементов (зазоры, отметка положения), уровня вибраций и интенсивности кавитационных процессов. За последние 20-30 лет наблюдается значительный прогресс в средствах измерения сигналов и программном обеспечении для их обработки. Однако, развитию интеллектуальной составляющей не уделяется достаточного внимания. В подавляющем большинстве случаев, как и 30-40 лет назад, для постановки технического диагноза в автоматизированном режиме используется лишь малая часть получаемой от датчиков информации, преимущественно информация о температуре и общем уровне вибраций опорных узлов (двойная амплитуда – *2A*) без разложения на частотные составляющие (иногда с выделением первой оборотной частоты) или сопоставления с режимными параметрами. Как показывает практика, такой подход не позволяет идентифицировать опасные трещины не только в рабочих колесах, но и на валах гидроагрегатов [5-6].

[1] Работа выполнена при поддержке Фонда содействия инновациям, гранты № 3288ГС1/55639 от 27.11.2019 и № 4373ГС2/55639 от 01.12.202, а также при технической и финансовой поддержке Фонда Сколково.

В данной статье предложены новые диагностические признаки, опирающиеся на углублённый анализ вибрационного состояния гидроагрегата и позволяющие обнаруживать критические дефекты в валах гидроагрегатов на ранних стадиях их развития. Эффективность предложенных новых критериев подтверждена сопоставлением их с традиционно используемыми, отражающими нормативные требования национальных и отраслевых Стандартов, а также расчетными исследованиями с использованием трехмерных моделей вращающихся частей ГА.

Расчетные исследования показали, что для уверенной идентификации появления и развития опасных трещин на валах гидроагрегатов наиболее перспективным является исследование амплитуды второй оборотной частоты $A(f_{2об})$, причем не в абсолютном измерении, а по отношению к общему уровню широкополосных вибраций $A(\Sigma)$ или к первой оборотной частоте $A(f_{об})$. Такой подход позволяет выявить наметившуюся опасную тенденцию задолго до превышения допускаемого уровня вибраций и особенно актуален для агрегатов, имеющих относительно низкий уровень общей вибрации опорных узлов. Предлагаемый новый диагностический признак развития трещины – тренд на увеличение во времени относительной величины критерия $A(f_{2об})/A(f_{об})$ или $A(f_{2об})/A(\Sigma)$, где A – амплитуда контролируемого вибрационного параметра.

На рис. 1 представлены сравнительные данные по оценке относительных виброперемещений вала вблизи одного из направляющих подшипников для фиксированного момента времени:

- по критерию суммарной широкополосной вибрации $2A(\Sigma)$ в полосе частот 0÷20 Гц, используемой в современных диагностических системах – нормативный подход;
- по первой и второй гармоникам сигнала – при наличии соответствующих возможностей в системе виброконтроля;
- по критерию $A(f_{2об})/A(f_{об})$ на базе предлагаемого нового диагностического признака; аналогичные результаты можно получить и для критерия $A(f_{2об})/A(\Sigma)$; выбор между критериями, $A(f_{2об})/A(f_{об})$ или $A(f_{2об})/A(\Sigma)$, определяется конструкцией и техническим состоянием агрегата.

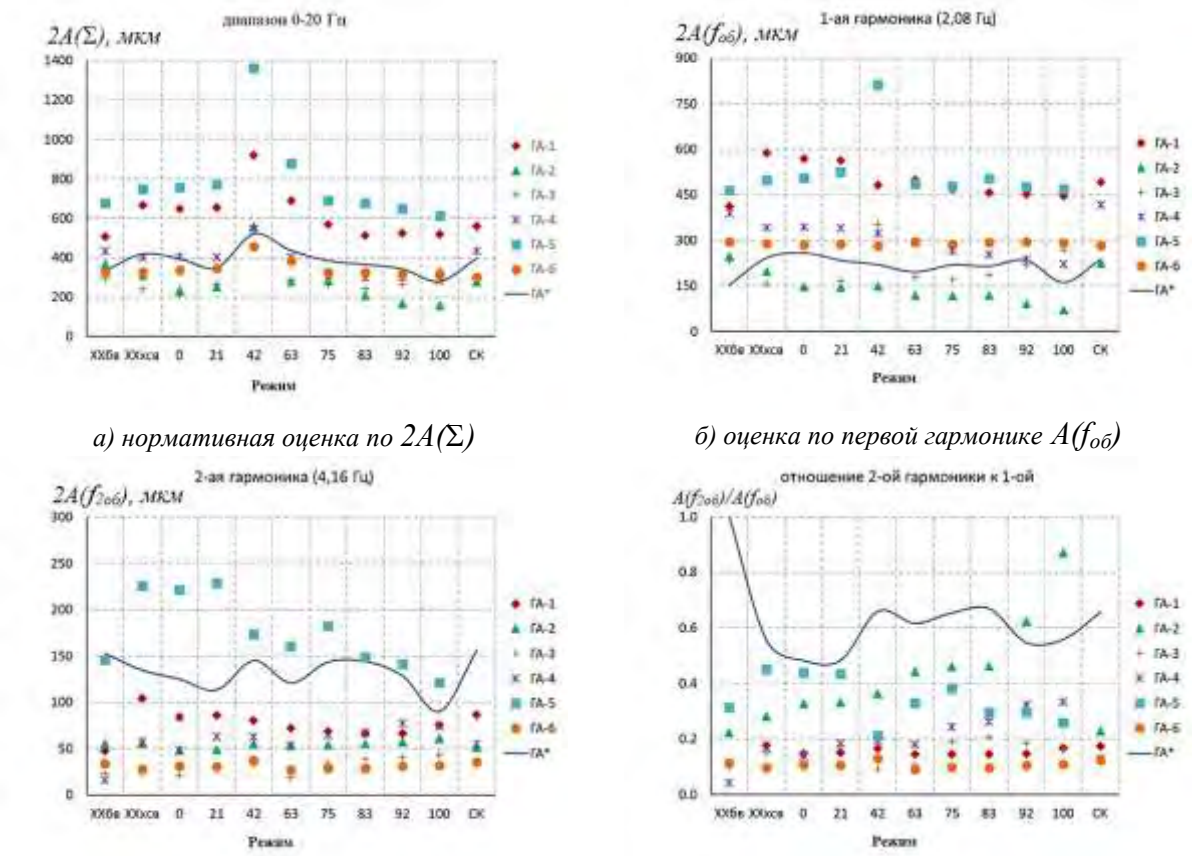
Сравнение проведено для семи конструктивно идентичных гидроагрегатов, установленных на одной и той же ГЭС для всего эксплуатационного режима работы: $ХХ_{бв}$ – холостой ход без возбуждения, $ХХ_{св}$ – холостой ход с возбуждением, 0÷100% мощности, СК – режим синхронного компенсатора. Исследование проводилось по ретроспективным данным вибромониторинга в связи с аварией, произошедшей на одном из агрегатов (отмечен на рис. 1 как ГА*), причем данные вибромониторинга для аварийного агрегата получены менее чем за год до аварии. Авария заключалась в обрыве генераторного вала ГА*, вызванным растущей трещиной в зоне галтельного перехода с одного диаметра на другой. Зона долома составляла менее ⅓ кольцевого сечения вала, что говорит о наличии протяженной сквозной трещины на момент проведения виброиспытаний, результаты которых представлены на рис. 1.

Как следует из представленных данных, традиционный алгоритм обработки данных вибромониторинга, по критерию суммарной широкополосной вибрации в диапазоне частот 0÷20 Гц – $2A(\Sigma)$, не позволяет выделить предаварийный агрегат ГА* на фоне других агрегатов станции. Причина такого положения кроется в относительно благополучном вибрационном состоянии ГА* и большой жёсткости конструкции. Рост амплитуды вибраций происходит достаточно медленно, а низкий исходный уровень вибраций не позволяет идентифицировать нарастающий сигнал как опасный.

Выделение первой гармоники вибрационного сигнала, выполняемое некоторыми современными системами диагностики, также не приводит к принципиальному изменению картины: предаварийный агрегат по-прежнему выглядит благополучным на фоне остальных.

Сравнение агрегатов по амплитуде второй гармоники сигнала частично меняет положение: предаварийный агрегат выделяется на фоне остальных, но при этом оценивается лучше ГА-5, характеризующегося высоким уровнем общей вибрации. Как

показал анализ вибрационного состояния ГА-5, высокий уровень вибрации определялся не наличием трещин на валу, а значительным механическим дисбалансом и неравномерностью зазора в направляющих подшипниках. Таким образом, использование абсолютного значения амплитуды второй гармоники в качестве критерия поиска трещин может приводить к «ложным срабатываниям», как в случае с ГА-5.



а) нормативная оценка по $2A(\Sigma)$

б) оценка по первой гармонике $A(f_{об})$

в) оценка по второй гармонике $A(f_{2об})$

г) новый диагностический признак $A(f_{2об})/A(f_{об})$

Рис. 1. Сравнение алгоритмов обработки данных

Сравнение агрегатов по новому критерию $A(f_{2об})/A(f_{об})$ явно выделяет предаварийный агрегат и демонстрирует принципиально иное поведение агрегата с трещиной на валу относительно остальных агрегатов:

- относительно высокий уровень величины $A(f_{2об})/A(f_{об})$, планомерно нарастающий во времени, что можно увидеть из сопоставления результатов виброиспытаний предаварийного агрегата за последние несколько лет;
- резкое возрастание отношения $A(f_{2об})/A(f_{об})$ на режиме $XX_{бв}$, когда на вал агрегата действуют только центробежные силы и наиболее ярко проявляются отклонения, связанные с силами механического происхождения.

Для исключения «ложных срабатываний» по обнаружению трещин на валах ГА целесообразно дополнить оценку вибрационного состояния анализом спектра собственных частот (СЧ). Растущая трещина на валу гидроагрегата приводит к снижению частот собственных колебаний и потере осевой симметрии вращающейся части ГА. В результате вместо двух одинаковых СЧ, соответствующих одинаковым формам изгибным колебаниям в двух взаимно перпендикулярных направлениях, появляется пара близких частот, разница между которыми растет с ростом трещины. Кроме того, происходит планомерное снижение частоты осевых колебаний, вызванное снижением жесткости конструкции. Таким образом, в качестве дополнительного диагностического признака для идентификации трещин на валах гидроагрегатов можно использовать нарастание

амплитуд осевых колебаний, сопровождающихся «раздвоением» частот изгибных колебаний.

На рис. 2 представлены результаты численных исследований, выполненных для трехопорного высоконапорного агрегата с модельной поперечной трещиной в галтельном переходе фланцевого соединения турбинного вала с внешним диаметром 1,2 м. Величина Δf определена как относительное изменение собственной частоты вращающейся части ГА при наличии трещины длины *L1* или *L2*, по отношению к соответствующей частоте бездефектной конструкции. Трещина длины *L2* соответствует прорастанию трещины на всю толщину кольцевого сечения вала, т.е. образованию сквозной трещины.

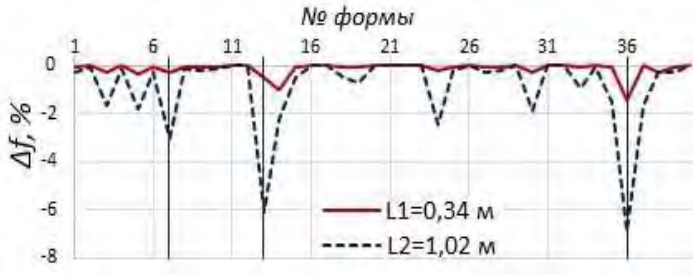


Рис. 2. Влияние трещины на собственные частоты ГА

Как следует из представленных данных, разные формы собственных колебаний по-разному откликаются на рост трещины. Вертикальные линии на рис. 2 выделяют осевые колебания вала, наиболее чувствительные к появлению трещины. «Раздвоение» частот и относительный сдвиг частоты нарастают по мере роста трещины, причем до появления сквозных трещин изменения в частотном диапазоне не превышают 1,5%, что практически невозможно идентифицировать с помощью используемой в настоящее время при диагностике гидроагрегатов аппаратной базы.

Таким образом, идентификация трещин по критериям «раздвоения» и сдвига частот требует применения более чувствительных средств измерения и в настоящее время может служить как дополнение к выше описанному диагностическому признаку по соотношению амплитуд второй оборотной и оборотной частот $A(f_{2об})/A(f_{об})$, внедрение которого представляется наиболее целесообразным направлением для развития систем диагностики гидроагрегатов в части ранней идентификации опасных трещин на валах.

Литература

1. Иванченко И.П., Прокопенко А.Н. Анализ систем мониторинга и диагностики технического состояния гидротурбин ГЭС // Гидротехника №2 (23). 2011. С. 24-30.

2. Колесников А.А. Системы вибродиагностики – как база для перехода на ремонт оборудования «по состоянию». ПАО «Силовые машины» // Труды одиннадцатой научно-технической конференции «Гидроэнергетика. Гидротехника. Новые разработки и технологии». Доклады и выступления. Санкт-Петербург. Изд-во «ВНИИГ им. Б.Е. Веденеева». 2018. С. 86-98.

3. Долматов Е.Н., Ильин С.Я., Никифоров А.П., Пылёв И.М. Основные положения виброконтроля и нормирования вибраций гидротурбинного оборудования // Гидротехника №1, 2015. С. 58-61.

4. Джоу Йе. Технология мониторинга условий работы и диагностики неисправностей больших гидроэнергетических агрегатов // Труды восьмой научно-технической конференции: «Гидроэнергетика. Новые разработки и технологии». Доклады и выступления. Санкт-Петербург. Изд-во «ВНИИГ им. Б.Е. Веденеева». 2015. С. 84-97.

5. Георгиевская Е.В. О связи вибраций и динамических напряжений в лопастной системе гидротурбин // Известия ВНИИГ им. Б.Е. Веденеева. 2017. Т.283. С. 54-65.

6. Georgievskaia E. Destruction of the hydraulic unit shaft: Why it is possible? //Forces in Mechanics. 2021. Т. 4. С. 100026. DOI: 10.1016/j.finmec.2021.100026

УДК 546

ВЫСОКОТЕМПЕРЕТУРНЫЙ СИНТЕЗ ЛИТЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ MAX-ФАЗ В СИСТЕМЕ: Cr/Ti -Al-C

HIGH-TEMPERATURE SYNTHESIS OF CAST CERAMIC MATERIALS ON THE BASIS OF MAX-PHASES IN THE SYSTEM: Cr/Ti -Al-C

Горшков В.А. – доктор технических наук, ведущий научный сотрудник, **Милосердов П.А.** [1] – кандидат технических наук, старший научный сотрудник, **Хоменко Н.Ю.**[1] – научный сотрудник.

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, Черноголовка, Россия

e-mail: gorsh@ism.ac.ru, yu_group@ism.ac.ru

Abstract. The paper presents the results of self-propagating high-temperature synthesis of cast ceramic materials in the system: Cr - Ti - Al - C with different ratios between MAX-phases Cr2AlC and Ti2AlC. The experiments were carried out in a universal reactor with a volume of 3 L under argon pressure P = 5 MPa. Mixtures of $CaCrO_4$ and TiO_2 powders with aluminum (ASD-I) and carbon were used as charges. It has been shown that by varying the content of the initial reagents in the charge and using highly exothermic additives, one can significantly influence the patterns of synthesis, the phase composition, and the microstructure of the target products. Cast ceramic materials were obtained under optimal conditions, consisting of MAX - phases Cr_2AlC, $(Cr_{0.7}Ti_{0.3})_2AlC$ and Ti_2AlC, as well as chromium carbides (Cr_3C_2, Cr_7C_3.) and titanium-chromium carbide $Cr_xTi_{1-x}C$.

Key words: cast ceramic materials, MAX-phases, carbides and aluminides of chromium and titanium, SHS

Аннотация. В работе представлены результаты самораспространяющегося высокотемпературного синтеза литых керамических материалов в системе: Cr – Ti - Al - C с различным соотношением между MAX-фазами Cr_2AlC и Ti_2AlC. Эксперименты проводили в универсальном реакторе объемом 3л под давлением аргона P = 5МПа. В качестве шихт использовали смеси порошков $CaCrO_4$ и TiO_2 с алюминием (АСД - I) и углеродом. Показано, что, варьируя содержание исходных реагентов в шихте и используя высокоэкзотермические добавки, можно существенным образом влиять на закономерности синтеза, фазовый состав и микроструктуру целевых продуктов. В оптимальных условиях получены литые керамические материалы, состоящие из MAX - фаз Cr_2AlC, $(Cr_{0.7}Ti_{0.3})_2AlC$ и Ti_2AlC, а также карбидов хрома (Cr_3C_2, Cr_7C_3.) и титанохромого карбида $Cr_xTi_{1-x}C$.

Ключевые слова: литые керамические материалы, MAX-фазы, карбиды и алюминиды хрома и титана, СВС

Интерес к материалам на основе MAX - фаз переходных металлов обусловлен необычной комбинацией их физико-химических свойств. MAX - фазы сочетают свойства керамики и металлов, что делает их перспективными материалами для использования в условиях высоких температур и окислительных сред [1]. Подобно металлам, они обладают высокой электро- и теплопроводностью, легко обрабатываются, не чувствительны к термоударам. Подобно керамике, они имеют низкую плотность, обладают высокими модулями упругости, жаростойкостью и жаропрочностью. Из способов получения MAX - фаз в системах Me-Al-C в литературе наиболее часто представлены методы горячего прессования, плазменного - искрового спекания, беспористого спекания и т.д. [2, 3].

Большинство этих процессов проводят при высоких температурах, давлениях прессования и сложном оборудовании. Они малопроизводительны и энергозатратны.

Наиболее перспективным способом получения таких материалов является - самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), одним из направлений которого является СВС – металлургия. Температуры горения исходных смесей данного метода превышают, как правило, температуры плавления конечных продуктов, получаемых в волне горения в жидкофазном («литом») состоянии [4-6].

В данной работе проведено исследование закономерностей высокотемпературного синтеза литых керамических материалов на основе MAX-фаз Cr_2AlC и Ti_2AlC в системах Cr – Ti - Al - C с использованием базовых исходных смесей из порошков хромата кальция ($CaCrO_4$), оксида титана (TiO_2), алюминия и углерода. В качестве объектов исследования выбраны следующие системы: (**I**) - $2CaCrO_4 + 5Al + C = Cr_2AlC + 2Al_2O_3 + 2CaO$ и **(II) -** $6TiO_2 + 7Al + 3C = 3Ti_2AlC + 4Al_2O_3$, а также их комбинации в различных соотношениях. Опыты проводили в СВС – реакторе объемом 3л при начальном давлении газа (Ar) $P_н$ = 5МПа. Исходные смеси помещали в прозрачные кварцевые стаканчики диаметром 20мм, высотой 50мм. Показано что, варьируя состав исходных смесей можно существенным образом влиять на параметры процесса, фазовый состав и микроструктуру конечных продуктов. При синтезе керамических материалов в системе (**I**) целевой продукт состоит из MAX - фазы Cr_2AlC, карбида хрома Cr_7C_3 и алюминида хрома Cr_5Al_8. С введением в исходную смесь избытка углерода ($\Delta C = 2,5$) был получен литой керамический материал, состоящий, в основном (≥90%) из MAX - фазы Cr_2AlC и небольшого количества (до 10%) высшего карбида хрома Cr_3C_2. В системе (**II**) получить целевой продукт не удалось из-за низкого теплового эффекта. При синтезе керамических материалов в смешанных системах (**I**) и (**II**) было обнаружено, что оксид титана не восстанавливается полностью при использовании алюминия в качестве восстановителя. Для интенсификации процесса горения и увеличения полноты восстановления часть алюминия (15%) заменили на кальций, а в смесь добавляли 10% высокоэкзотермической добавки $3CaO_2$ / 2Al. В результате был получен керамический композиционный материал, состоящий, в основном (≥65%), из MAX – фаз ($(Cr_{0.7}Ti_{0.3})_2AlC$, Ti_2AlC), титанохромого карбида $Cr_xTi_{1-x}C$, а также карбида хрома Cr_7C_3.

Литература

1. Radovic M., Barsoum M.W. MAX phases: bridging the gap between metals and ceramics // American Ceramic Society Bulletin. 2014. Vol. 92. No. 3. P. 20–27.

2. Rahman M.A., Rahaman M.Z. Study on structural, electronic, optical and mechanical properties of MAX phase compounds and applications: Review Article // American Journal of Modern Physics. 2015. Vol. 4. No. 2. P. 75–91.

3. Duan X., Shen L., Jia D., Zhou Y., Zwaag S., Sloof W.G. Synthesis of high-purity, isotropic or textured Cr_2AlC bulk ceramics by spark plasma sintering of pressure-less sintered powders. // J. Eur. Ceram. Soc. 2015. Vol. 35. P. 1393–1400.

4. Merzhanov A.G. The chemistry of self-propagating high-temperature synthesis // J. Mater. Chem. 2004. Vol. 12. P. 1779–1786.

5. Levashov E.A., Mukasyan A.S., Rogachev A.S., Shtansky D.V. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings // International Materials Reviews. 2017. Vol. 62. No. 4. P. 203–239.

6. Gorshkov V.A., Miloserdov P.A., Luginina M.A., Sachkova N.V., Belikova A.F. High-temperature synthesis of a cast material with a maximum content of the MAX Phase Cr_2AlC // Inorganic Materials. 2017. Vol. 53. No. 3. P. 271–277.

УДК 602.17

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА НА ХАРАКТЕР ЕГО РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

MODELING OF THE COMPOSITE STRUCTURE EFFECT ON ITS SURFACE FRACTURE IN CONDITIONS OF CONTACT INTERACTION

Горячева И.Г. – д.ф.-м.н., академик РАН, главный научный сотрудник,
Мещерякова А.Р. – к.ф.-м.н., младший научный сотрудник,
Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН
e-mail: goryache@ipmnet.ru

Abstract. In this study the approaches to model the stress state and fracture of composites of various structures (fiber, woven) in conditions of contact interaction in the presence and absence of friction are presented. The effects of composite structure parameters, mechanical properties of its structural elements, and interaction conditions on composite subsurface fracture are studied.
Key words: fiber composites, woven composites, internal stresses, fracture.

Аннотация. В работе представлены подходы к моделированию напряженного состояния и разрушения композитов различной структуры (волокнистых, тканевых) в условиях контактного взаимодействия при наличии и отсутствии трения. Проведено исследование влияния параметров структуры композита, механических свойств его структурных элементов и условий взаимодействия на характер разрушения подповерхностных слоев композита.
Ключевые слова: волокнистые композиты, тканевые композиты, напряженное состояние, разрушение.

Введение. Среди композитных материалов выделяют различные классы, которые отличаются структурой материала, в частности, волокнистые композиты, состоящие из пучков волокон (или отдельных волокон) и матрицы, и тканевые композиты, в которых различные переплетения волокон формируют слои ткани. В силу широкого применения композитных материалов для изготовления элементов узлов трения, актуальными являются исследования их прочности с учетом структуры и условий взаимодействия [1, 2]. В работе предложены подходы к моделированию разрушения волокнистых и тканевых композитов в условиях контактного взаимодействия.

Моделирование разрушения волокнистого композита. Рассматривается пространственная задача о скольжении бесконечно жесткого неизнашиваемого штампа по упругому полупространству, которое состоит из матрицы и волокон (пучков волокон), расположенных перпендикулярно поверхности трения (рис. 1).

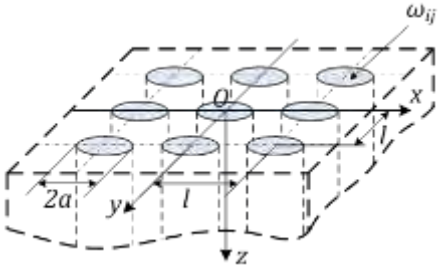


Рис.1.Структура волокнистого композита, когда волокна (пучки волокон) направлены перпендикулярно поверхности трения

Предполагается, что в процессе трения поверхность композита изнашивается, при этом скорость изнашивания его структурных элементов обратно пропорциональна их

твердости. В установившемся режиме изнашивания распределение контактных давлений, действующих на волокна и матрицу, рассчитываются по известным значениям их твердостей и величине номинального давления. Величины контактных касательных напряжений определяются на основе закона Кулона-Амонтона.

Для оценки характера разрушения поверхностных слоев композита применяются критерии, связанные с максимальными или амплитудными значениями компонент тензора внутренних напряжений, возникающих при действии на поверхности контактных напряжений, зависящих от прочностных и геометрических свойств его структурных составляющих. Изучено влияние отношения твердостей матрицы и волокна, плотности расположения волокон или пучков волокон в матрице и условий взаимодействия (номинальное давление, коэффициент трения скольжения) на напряженное состояние композита. Установлено, что максимальная концентрация компонент тензора напряжений имеет место на границе между волокном и матрицей на поверхности композита и на некотором расстоянии от поверхности. Абсолютные значения напряжений увеличиваются с ростом коэффициента трения скольжения и расстояния между волокнами (пучками волокон).

Моделирование разрушения тканевого слоистого композита. Рассматривается задача (в плоской постановке) об изнашивании бесконечным жёстким штампом тканевого слоистого композита, состоящего из бесконечного количества слоёв, ориентированных перпендикулярно поверхности трения. Композит представлен в виде упругой ортотропной полуплоскости с разными модулями упругости материала в направлениях осей *Ox* и *Oy* (рис. 2). Предполагается, что слои ткани характеризуются известными модулями упругости в направлении осей анизотропии. Между слоями тканевого композита есть тонкий промежуточный слой, твёрдость которого меньше, чем твёрдость материала слоя.

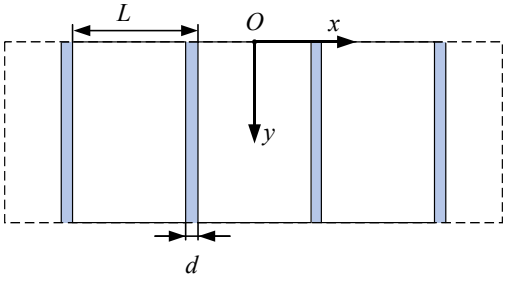


Рис. 2. Структура тканевого композита, когда слои ткани расположены перпендикулярно поверхности трения

В предположении, что изнашивается только поверхность композита, уравнение износа принимается в следующем виде [3]:

$$\frac{dw(x,t)}{dt} = K_w(x)p(x,t)^{\alpha}V^{\beta},\ K_w(x) = \begin{cases} K_{w1},\ x \in [nL, d+nL] \\ K_{w2},\ x \notin [nL, d+nL] \end{cases},\ n = 1,2,... \qquad (1)$$

где $w(x,y,t)$ – линейный износ поверхности, α, β – показатели, которые определяются свойствами материала и условиями взаимодействия. Коэффициент износа $K_w(x)$ является кусочно-постоянной функцией, при этом отношение K_{w1}/K_{w2} обратно пропорционально отношению твердостей слоев ткани и промежуточного слоя. Получено распределение давлений в установившемся режиме изнашивания. Для расчёта напряженного состояния упругой полуплоскости используется решение задачи о нагружении границы ортотропной упругой полуплоскости периодически распределенным давлением [4]. На основании анализа напряженного состояния подповерхностных слоев композита делается вывод о местах концентрации растягивающих и сдвигающих напряжений, приводящих к

расслоению ткани и образованию частиц износа в условиях фрикционного взаимодействия.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-19-00548 П).

Литература

1. Милейко С.Т. Композиты и наноструктуры // Композиты и наноструктуры. 2009. № 1. С. 6-37.
2. Полилов А.Н., Татусь Н.А., Экспериментальное обоснование критериев прочности волокнистых композитов, проявляющих направленный характер разрушения. 2012. Вестник ПНИПУ. № 2. С. 140–166.
3. Горячева И.Г. Механика фрикционного взаимодействия, Наука, Москва, 2001. 478 с.
4. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. 1977. 416 с.

УДК 621.74.047

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СЕРОГО ЧУГУНА ПРИ ЛИТЬЕ НАМОРАЖИВАНИЕМ

INCREASING THE PROPERTIES OF GRAY CAST IRON DURING FREEZING CASTING

Груша В.П. – кандидат технических наук, доцент
Государственное научное учреждение «Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси»
grusha@itm.by

Abstract. Changes in the structure and properties of gray cast iron are shown depending on the conditions of formation in hollow cylindrical castings obtained by directional solidification and sand casting.
Key words: gray cast iron, continuous freezing cycle casting, directional solidification.

Аннотация. Показаны изменения в структуре и свойствах серого чугуна в зависимости от условий формирования в полых цилиндрических отливках, полученных методом направленного затвердевания и при литье в песчаную форму.
Ключевые слова: серый чугун, непрерывно-циклическое литье намораживанием, направленное затвердевание.

В машиностроении и других отраслях промышленности широко используются полые цилиндрические заготовки типа втулок и колец из серого чугуна. Разнообразие структурно-фазовых составляющих металлической основы чугуна позволяет получать структуры с различной морфологией, обеспечивающие широкий диапазон механических свойств. Качество литых изделий, в основном, определяется размерно-топографическими параметрами структуры и плотностью материала отливки. От этих показателей в первую очередь зависит надежность, технико-экономические, эксплуатационные характеристики и ресурс работы готового изделия.

Известно, что более высокими прочностными характеристиками обладает чугун с плотной мелкодисперсной структурой. Поэтому в основе любой литейной технологии лежит стремление обеспечить высокую интенсивность теплоотвода от поверхности затвердевающей отливки, однонаправленность затвердевания металла, постоянное обильное питание фронта кристаллизации перегретым расплавом в течение всего времени затвердевания. Традиционные способы литья не всегда в полной мере могут обеспечить выполнение таких условий. Наиболее полно требованиям получения отливок высокого качества отвечают методы литья, в основу которых положены принципы организации направленного затвердевания металла [1].

Сущность метода литья намораживанием, разработанного в Институте технологии металлов, заключается в том, что затвердевание твердой корки, составляющей тело полой цилиндрической отливки, происходит в кристаллизаторе при высокой интенсивности радиального теплоотвода от ее наружной поверхности. При этом затвердевание металла происходит последовательно от периферии к центру при постоянном наличии перегретого расплава в центральной части затвердевающей отливки [2]. Подачу металла из разливочного ковша в кристаллизатор осуществляют сифоном, порциями через промежуток времени равный циклу формирования отливки. Толщина стенки отливки, внутренняя поверхность которой получается непосредственно из расплава, определяется только фронтом затвердевания и зависит от металлургических, технологических и режимных параметров литья.

В рамках настоящей работы проводили сравнительные исследования прочностных свойств на образцах из серого чугуна с пластинчатой формой графита полученных из

полых цилиндрических отливок при литье сухую песчаную форму и методом намораживания.

Выплавку чугуна производили в индукционной плавильной печи ИСТ025 с использованием возврата собственного производства, стального лома и науглероживателя. Модифицирование осуществляли с применением смесевого комплексного графитизирующего модификатора. Отливки с толщиной стенки 25 мм высотой 250 мм получали в непрерывно-циклическом режиме литья в стальной водоохлаждаемый кристаллизатор с рабочей втулкой диаметром 105 мм. После извлечения из кристаллизатора (при температуре около 900 ^{0} С) охлаждение отливок происходило в термокамере, а в интервале эвтектоидных превращений на воздухе в условиях естественной конвекции.

Анализ химического состава проводили с использованием оптико-эмиссионного спектрометра «Solaris» фирмы «GNR» (Италия) с программным обеспечением «Metallab32». Стабильность химического состава по ходу кампании разливки оценивалась контролем содержания основных элементов в отливках номер 3, 6 и 12. Химический состав выплавляемого чугуна приведен в таблице 1, при этом степень эвтектичности (Sэ) составляла 0,77-0,88.

Табл. 1. **Химический состав экономнолегированного чугуна**

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	V	W	S	P
3,1-3,2	1,6-1,9	0,6-0,9	0,1-0,2	0,1-0,2	0,3-0,4	до 0,05	до 0,05	до 0,05	до 0,02	до 0,2

Равномерность твердости по периметру отливок, полученных в ходе одной кампании разливки, определяли на торцевых поверхностях колец, вырезанных из различных зон по ее высоте, в трёх точках с использованием прибора ТШ - 2М. Зависимость изменения твердости в отливках, полученных методом намораживания, из серого экономно-легированного чугуна от степени эвтектичности приведена на рисунке 1.

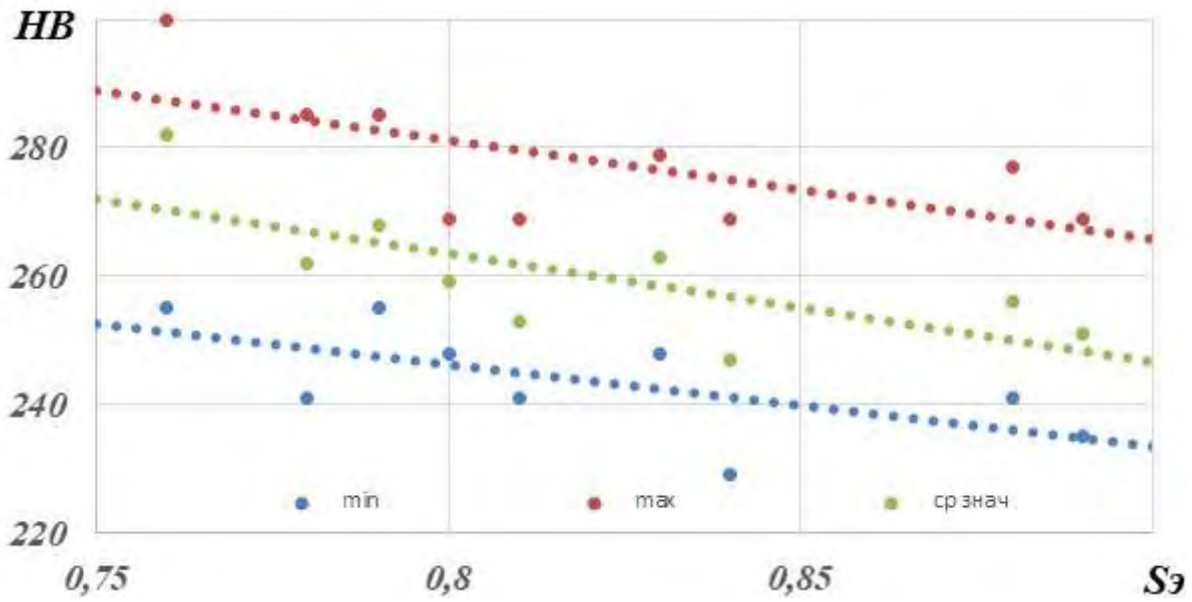


Рис.1. Зависимость изменения твердости серого экономно-легированного чугуна от степени эвтектичности.

При равной твердости в чугунах, полученных методом намораживания, предел прочности на разрыв составляет 375-400 МПа, что на 20-30% выше, чем при литье в песчаную форму [3,4].

Создание оптимальных условий формирования отливок при литье намораживанием обеспечивает существенное повышение прочностных и эксплуатационных характеристик

материала. Это связано с тем, что в быстроохлаждаемом чугуне образуются многочисленные, переплетающиеся между собой дендриты аустенита. Оставшаяся жидкая фаза армируется густой сеткой таких дендритов [5]. Это одна из причин повышения прочности чугуна при НЦЛН. При этом сильно разветвленные дендриты первичного аустенита определяют значительное увеличение поверхности контакта аустенитной фазы с расплавом. В процессе эвтектического превращения кристаллизующиеся вблизи дендритов аустенитно-графитные колонии упрочняют последние в результате наращивания эвтектического аустенита на дендритных осях. Это также способствует повышению прочности чугуна.

Анализ структуры отливок, полученных из чугуна одного и того же состава литьем в сухую стержневую форму и направленным затвердеванием, показал, что в первом случае дисперсность перлита составляет ПД1,5…ПД2,5 (рис.2 а), а во втором ПД0,5…ПД1,0. Кроме того, размеры и характер распределения включений фосфидной эвтектики и графита предпочтительнее в отливках, полученных направленным затвердеванием (рис.2 б). Структура получаемых отливок из низколегированного серого чугуна перлитного класса в максимальной степени соответствует требованиям, предъявляемым к машиностроительным деталям ответственного назначения. Материал отливок, полученных НЦЛН, имеет высокую дисперсность металлической основы, благоприятное строение графитовой фазы и фосфидной эвтектики для деталей, работающих в условиях трения.



×100



а *б* *в* *×1500*

Рис.2. Микроструктура (×100 и 1500) серого чугуна перлитного класса: (а) при литье в песчаную форму;(б) литье намораживанием; (в) намораживание и отжиг

Снижение интенсивности охлаждения отливок при температуре эвтектоидного превращения за счет выдержки их в термокамере способствует ферритизации дендритных ветвей (рис.2 б). При этом установлено, что процесс обезуглероживания дендрита протекает последовательно, начинаясь и постепенно распространяясь по всему объёму, а перлит, в том числе зернистого строения сохраняется в металлической матрице

эвтектических ячеек. Это явление было также отмечено авторами работы [6] на образцах из низкопрочного перлитного чугуна марки СЧ18 отлитых в песчаную форму.

Разработанный режим ферритизирующего отжига (с использованием первичного тепла кристаллизации) и интегрированный в процесс литья полых цилиндрических отливок способствует снижению твердости до 180-200 НВ, при незначительном снижении предела прочности.

Таким образом, в заключении следует отметить, что структурные особенности серого чугуна в полых цилиндрических отливках, полученных методом направленного затвердевания, обусловленные способом их получения, обеспечивают высокие эксплуатационные характеристики и длительный ресурс работы деталей.

Литература

1. Марукович Е.И., Бевза В.Ф., Груша В.П., Красный В.А. Повышение качества деталей из чугунов путем совершенствования процесса структурообразования // Двигателестроение. – 2015. – № 1 (259). – С.35-40.

2. Bevza V.F., Grusha V.P., Krasnyi V.A. Use of directional solidification for improving tubular workpiece quality of different cast irons // Metallurgist. – 2018. Т. 62. – № 5-6. – С.521-531..

3. Барон А.А., Палаткина Л.В., Груша В.П., Бевза В.Ф. Влияние структуры серого чугуна на свойства полых отливок, полученных методом направленного затвердевания // Известия волгоградского государственного технического университета. – 2019. – № 4 (227). – С.83-88.

4 . Grusha V.P., Bevza V.F., Baron A.A. Investigation of grey iron primary structure influence on hollow castings strength // Solid state phenomena. – 2020. Т. 299. – С.723-728.

5 Барон А.А., Бевза В.Ф., Груша В.П., Гурулев Д.Н., Палаткина Л.В. Структура и свойства полых чугунных отливок, полученных методом непрерывно-циклического литья намораживанием // Металлы. – 2021. – № 2. – С.52-57.

6. Барон А.А., Палаткина Л.В. Влияние процесса ферритизации дендритов серого чугуна на прочность тонкостенных отливок // Сборник трудов Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКоМ - 2020) – 2020. – С.27-30.

УДК 621.74

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ВТОРИЧНОГО СИЛУМИНА АК12М2

IMPROVING THE OPERATIONAL PROPERTIES OF SECONDARY SILUMIN AK12M2

Гутев А.П. – старший научный сотрудник, **Баранов К.Н.** – старший научный сотрудник
Государственное научное учреждение «Институт технологии металлов Национальной академии наук Беларуси», г. Могилев, Беларусь
e-mail: lms@itm.by

Abstract. The effect of alloying with iron and manganese on the microstructure and hardness of castings from silumin AK12M2 obtained by vibration casting method is investigated. Tribotechnical tests of prototypes made of AK12M2 silumin with a high iron content (more than 1.3%) were carried out. Prototypes were obtained from secondary silumin AK12M2 with increased mechanical and tribotechnical characteristics.
Key words: silumin, crystallizer, vibration, modification, ferrum, manganese, intermetallic, microstructure.

Аннотация. Исследовано влияние легирования железом и марганцем на микроструктуру и твердость отливок из силумина АК12М2, полученных вибрационно-литейным методом. Проведены триботехнические испытания опытных образцов из силумина АК12М2 с высоким содержанием железа (более 1,3%). Получены опытные образцы из вторичного силумина АК12М2 с повышенными механическими и триботехническими характеристиками.
Ключевые слова: силумин, кристаллизатор, вибрация, модифицирование, железо, марганец, интерметаллид, микроструктура.

В настоящее время, в связи с удорожанием первичных материалов, все более широкое применение в машиностроении находят дешевые вторичные шихтовые материалы для литья силуминов. Это способствует значительному снижению затрат на изготовление отливок, но при этом качество вторичных алюминиевых сплавов уступает качеству первичных сплавов. Использование низкосортной шихты при выплавке силуминов способствует насыщению их газами, неметаллическими включениями и сопутствующими металлическими примесями. Повышенное содержание железа и других примесей в составе вторичных алюминиевых сплавов увеличивает количество интерметаллидов, которые снижают пластичность, коррозионную стойкость, жидкотекучесть расплава и ухудшают обработку отливок резанием [1-3].

Железо при концентрациях в силумине более 0,8% является вредной примесью из-за появления в структуре первичных относительно крупных и хрупких пластинчатых интерметаллидных кристаллов. Более дешевые вторичные чушковые силумины могут содержать свыше 1,0% железа. В то же время при плавке силуминов в чугунных тиглях содержание железа может доходить до 2,5% и выше, а при сильном перегреве и длительной выдержке сплава в чугунном тигле наблюдается активное растворение железа, переходящего из тигля в жидкую фазу сплава [4]. Для модифицирования первичных интерметаллидных включений используют теллур и серу, основными недостатками которых являются их повышенная токсичность и высокая стоимость [5]. Кроме этого, данные примесные модификаторы не модифицируют алюминиево-кремниевую эвтектику, что ухудшает свойства отливок из силуминов с высоким содержанием железа и существенно сдерживает их промышленное применение. Поэтому получение отливок с высокими эксплуатационными свойствами из лома и отходов силуминов с высоким содержанием железа является актуальной проблемой.

В ИТМ НАН Беларуси разработана технология получения вибрационно-литейным методом отливок из силуминов с повышенными механическими и антифрикционными свойствами. Проведены исследования по определению влияния различных способов вибрации струйного кристаллизатора и металлургических параметров литья на микроструктуру и качество отливок из эвтектических силуминов с целью улучшения их эксплуатационных свойств [6-8]. Применение вибрации и интенсивного затоплено-струйного охлаждения при литье силуминов позволяет получать отливки без поверхностных литейных дефектов, измельчать микроструктуру и увеличивать выход годного литья (до 40%), за счет уменьшения центральной усадочной пористости.

Целью настоящей работы является исследование комплексного влияния ускоренного затвердевания, вибрации кристаллизатора, легирования, термообработки на микроструктуру и эксплуатационные свойства отливок из вторичных силуминов с содержанием железа более 1,3%.

Исследовали влияние легирования железом на микроструктуру и твердость отливок из силумина АК12М2 при литье в глуходонный струйный кристаллизатор с вибрацией. В качестве материалов шихты использовали чушку АК12М2 ГОСТ 1583-93, следующего химического состава: Al-82,68%; Si-12,35%; Cu-2,24%; Fe-0,70%; Zn-0,50%; Mn-0,20%; Mg-0,16%; остальное - примеси. Анализ химического состава проводили с использованием оптико-эмиссионного спектрометра «Solaris» фирмы «GNR» (Италия) с программным обеспечением «Metallab32». Плавку осуществляли в муфельной электропечи марки СНОЛ 30/1300 при температуре 900°С в графитсодержащем глазурованным тигле АС 20 Т2. Железо в расплав вводили механическим замешиванием стальной стружки, с последующей выдержкой в печи. Для вибрации кристаллизатора использовали пневматический вибратор постоянного удара серии Р40, закрепленный в горизонтальной плоскости кристаллизатора. Эксперименты проводили с частотой вибрации 36 Гц и силой вибрации 860 кг при давлении в воздушном компрессоре равным 4 бар. Для литья отливок из силумина АК12М2 применяли глуходонный струйный кристаллизатор с медной гильзой [9].

Вибрационно-литейным способом были получены опытные отливки наружным диаметром 53 мм и 70 мм и высотой по 150 мм из силумина АК12М2 с содержанием железа 1,3%; 1,5% и 1,7% от массы отливки. Исследования микроструктуры центральной части шлифов опытных образцов проводились с помощью аппаратно-программного комплекса на базе микроскопа «Carl Zeiss Axiotech 100 vario». Микроструктура опытных отливок состояла из высокодисперсной алюминиево-кремниевой эвтектики размером 3,5-4,5 мкм с единичными включениями кристаллов первичного кремния размером 8-14 мкм и железосодержащих интерметаллидных включений в форме пластин (табл. 1).

Табл. 1. **Результаты металлографических исследований отливок из сплава АК12М2 с различным содержанием железа**

Размеры отливки, мм	Содержание железа в отливке, %	Средний размер кристаллов первичного кремния, мкм	Средний размер кристаллов эвтектического кремния, мкм	Средний размер (длина/толщина) пластинчатых железосодержащих интерметаллидов, *l/S* мкм	Среднее значение твердости по Бринеллю, НВ
ø53x150	1,3	8	4,0	65/3,0	99,6
	1,5	10	3,5	75/3,0	99,5
	1,7	10	3,5	85/3,5	104,0
ø70x150	1,3	12	4,0	95/4,0	111,8
	1,5	12	4,0	105/4,5	112,1
	1,7	14	4,5	125/5,0	112,8

Установлено, что уменьшение диаметра опытных отливок и увеличение их скорости затвердевания способствует измельчению интерметаллидной фазы, размеры железосодержащих интерметаллидных включений уменьшаются на 30% и 16%

соответственно. Также результаты проведенных экспериментов показали, что вибрационное воздействие на глуходонные струйные кристаллизаторы с внутренним диаметром 53 мм и 70 мм не устраняет пластинчатые железосодержащие интерметаллиды при содержании железа в силумине более 1,3%.

Исследовали влияние легирования железом и марганцем на микроструктуру и твердость отливок из эвтектического силумина АК12 ГОСТ 1583-93 при литье в глуходонный струйный кристаллизатор с вибрацией. Вибрационно-литейным способом были получены опытные отливки наружным диаметром 53 мм и высотой 150 мм из силумина АК12 с содержанием железа 1,5%, 2,0%, 2,5% и 3,0% и марганца соответственно 0,7%, 1,0%, 1,2% и 1,5% от массы отливки. Результаты металлографических исследований и значения твердости представлены в табл. 2.

Табл. 2. **Результаты металлографических исследований отливок из сплава АК12 с различным содержанием железа и марганца**

Размеры отливки, мм	Содержание в отливке, %		Средний размер дендритов α-фазы, мкм	Средний размер кристаллов эвтектического кремния, мкм	Средний размер железосодержащих интерметаллидов, мкм	Среднее значение твердости по Бринеллю, НВ	Форма железосодержащих интерметаллидов
	Fe	Mn					
ø53x150	1,5	0,7	8	4,5	18	72,4	хлопьевидные
	2,0	1,0	6	4,5	16	73,3	хлопьевидные и округлые
	2,5	1,2	6	2,5	12	76,3	округлые
	3,0	1,5	6	4,5	12	75,3	округлые и глобулярные

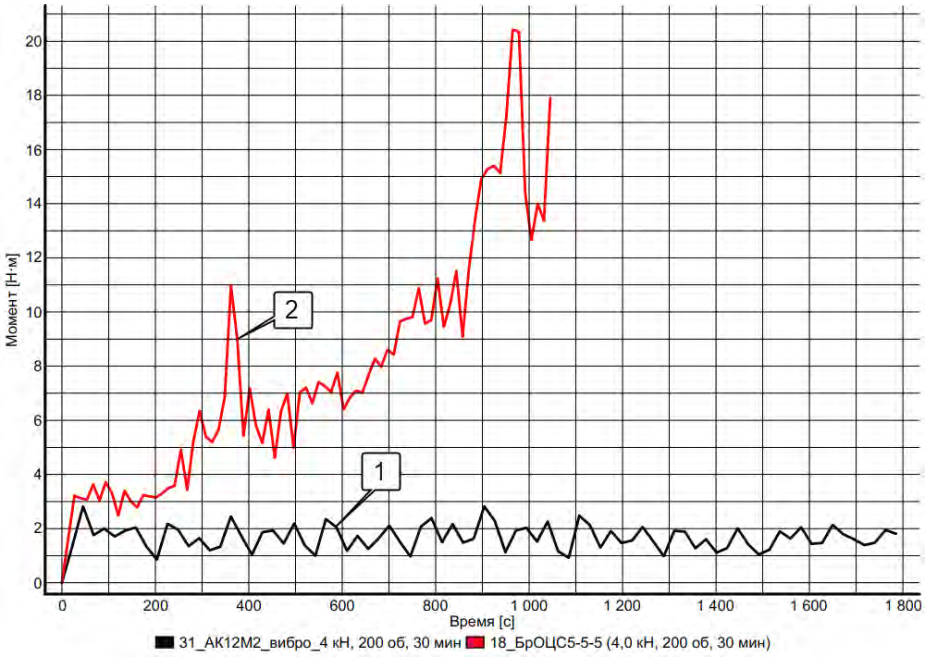
По результатам проведенных исследований установлено, что без добавок марганца не удается полностью модифицировать микроструктуру отливок из силумина АК12 с высоким содержанием железа (до 3%). Модифицируется только алюминиево-кремниевая эвтектика. Добавка марганца в расплав силумина в виде ферромарганца FeMn76, при соотношении Fe:Mn равном 2:1, способствует получению полностью модифицированной микроструктуры: глобулярного эвтектического кремния размером 2,5-4,5 мкм и глобулярных интерметаллидных включений размером 12-18 мкм.

Опытные образцы из силумина АК12М2 испытывали на машине трения ИИ 5018 в сравнении с аналогичными из бронзы БрОЦС 5-5-5. Испытания проводились по схеме «вал-втулка» в условиях смазки (масло И40А) при нагрузке 4,0 кН и скорости вращения вала 200 об/мин (0,42 м/с). В качестве вала (контртела) использовали хромированную сталь 20ГЛ с твердостью хромового покрытия 66 HRC. Продолжительность испытаний составила 30 мин. Приработку опытных образцов осуществляли при P = 4,0 кН и n = 200 об/мин в течение 5 мин. По результатам испытаний получена зависимость момента трения от времени испытаний образцов в установившимся режиме трения (рис. 1).

Из графика на рисунке 1 видно, что испытания образца из бронзы БрОЦС 5-5-5 были проведены не в полном объеме (продолжительность испытаний составила 17 мин) из-за превышения момента трения предельного допустимого значения 20 Н·м и автоматического отключения установки. Среднее значение момента трения за время испытаний образца из бронзы БрОЦС 5-5-5 составило 7,89 Н·м. В течение всей продолжительности испытаний образца из силумина АК12М2 наблюдалось стабильное значение момента трения без существенных скачков, средняя величина которого равна 1,67 Н·м. По результатам триботехнических испытаний установлено, что коэффициент трения и скорость массового изнашивания у опытного образца из силумина АК12М2 соответственно в 4,7 и 51,5 раз меньше, чем у аналогичного из бронзы БрОЦС 5-5-5.

Таким образом, опытные образцы из вторичного силумина АК12М2 с высоким содержанием железа (более 1,3%), полученные вибрационно-литейным методом, обладают повышенными механическими и триботехническими характеристиками и рекомендованы

для применения в различных узлах трения взамен дорогих и тяжелых антифрикционных бронз.



1 – силумин АК12М2; 2 – бронза БрОЦС 5-5-5

Рис.1. Зависимость момента трения от времени испытаний образцов в установившимся режиме (P = 4,0 кН, n = 200 об/мин, τ = 30 мин)

Литература

1. Курдюмов А.В. Флюсовая обработка и фильтрование алюминиевых расплавов / А.В. Курдюмов [и др.]. – М.: Металлургия, 1980.– 196 с.
2. Курдюмов А.В. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник для вузов / А.В. Курдюмов [и др.]. – М.: Металлургия, 1986. – 416 с.
3. Белов Н.Л., Золоторевский В.С., Гусев А.Ю. Структура и механические свойства вторичных силуминов, легированных железом // Цветные металлы. – 1990. – №6. – С. 99-100.
4. Немененок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов / Б.М. Немененок. – Мн.: Технопринт, 1999. – 272 с.
5. Bergmann H. W., Nemenjonok B. M., Kalinichenko A. S. et.al. Complex grain refinining of Al-Si alloys with a high Fe content // Aluminium. - 1996. -V. 72, №5. - P. 354-356.
6. Стеценко В.Ю., Баранов К.Н., Гутев А.П. Использование вибрации струйного кристаллизатора для повышения качества отливок из силуминов // Литейное производство. – 2020. – №5 – С.35-37.
7. Стеценко В.Ю., Гутев А.П., Баранов К.Н. Исследование влияния способов вибрационного воздействия глуходонного струйного кристаллизатора на микроструктуру и качество отливок из силумина АК18 // Литейное производство и металлургия 2020. Беларусь: Сб. трудов 28-й междунар. науч.-техн. конф. Минск, 25-27 ноября 2020 г. – Минск, 2020. – С. 83-85.
8. Стеценко В.Ю., Баранов К.Н., Гутев А.П. Модифицирование структуры отливок из силумина с высоким содержанием железа без применения примесных модификаторов // Материалы международной научно-технической конференции «Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии». – Могилев, 22 – 23 апреля 2021 г. / Белорус.-Рос. ун-т., 2021. – С. 148-149.
9. Марукович Е.И. Перспективные материалы и технологии: монография. В 2-х т. Т.1 / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.П. Гутев [и др.]; под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО «ВГТУ», 2017. – 467с.

УДК 602.17

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ИХ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ИЛИ ХРАНЕНИЯ[1]

DESTRUCTION FEATURES OF STRUCTURAL MATERIALS AFTER THEIR LONG-TERM OPERATION OR STORAGE

Демина Ю.А.[1] – кандидат технических наук, старший научный сотрудник, **Ботвина Л.Р.**[1] – доктор технических наук, главный научный сотрудник, **Тютин М.Р.**[1] – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник

[1] ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

e-mail: deminayulia@mail.ru

Abstract The results related to the destruction features of structural materials of various structures and strength after their long-term operation or storage were considered. An ambiguous change in the standard mechanical properties under static loading was found. It was shown that under impact loading delaminations along the boundaries of structural elements lead to energy dissipation and, as a consequence, to a decrease in the ductile-brittle transition temperature, and under cyclic loading delaminations serve as origins of fatigue crack nucleation, the formation of which reduces durability.

Key words: structural steels, long-term operation, storage, mechanical properties, fractography, degradation

Аннотация. В настоящей работе будут рассмотрены результаты исследований, связанные с особенностями разрушения конструкционных материалов различной структуры и уровня прочности после их длительной эксплуатации или хранения. Обнаружено неоднозначное изменение стандартных механических свойств при статическом нагружении. Показано, что при ударном нагружении расслоения по границам структурных элементов приводят к диссипации энергии и, как следствие, к понижению температуры хрупкости, а при циклическом нагружении служат очагами зарождения усталостной трещины, образование которых снижает долговечность.

Ключевые слова: конструкционные материалы, длительная эксплуатация, механические свойства, фрактография, деградация

Для продления ресурса и обеспечения надежности материала конструкций необходима оценка механических свойств и изучение механизмов разрушения конструкционных материалов за весь период жизненного цикла, включая периоды эксплуатации и хранения [1]. В литературе по этому вопросу содержатся противоречивые данные [2], которые, в основном, касаются деградации конструкционных материалов в результате эксплуатации, влияние длительного хранения практически не анализируется. К тому же исходные паспортные данные материала длительно эксплуатируемых конструкций обычно отсутствуют, а использование справочных и литературных источников, дает лишь относительное представление о влиянии длительной эксплуатации и хранения на механические характеристики и не позволяет учесть многие факторы, определяющие свойства исходного материала.

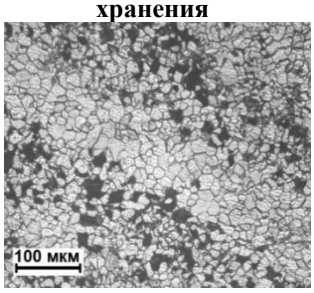
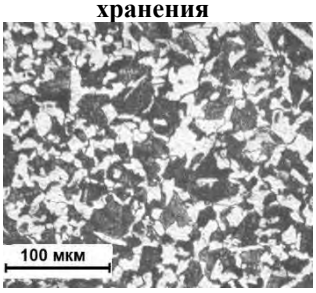
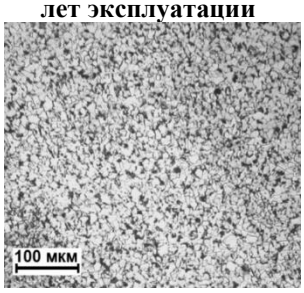
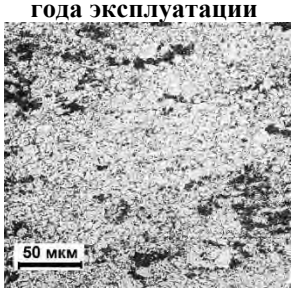
С этой целью выполнены экспериментальные исследования при статическом, ударном и усталостном нагружении образцов из конструкционных материалов, вырезанных из заготовок после их длительного хранения (сталь 20 и сталь 45) или элементов конструкций (сталь 09Г2С и сталь Х70) после длительной эксплуатации в течение более 15 лет.

[1] Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00715-22-00.

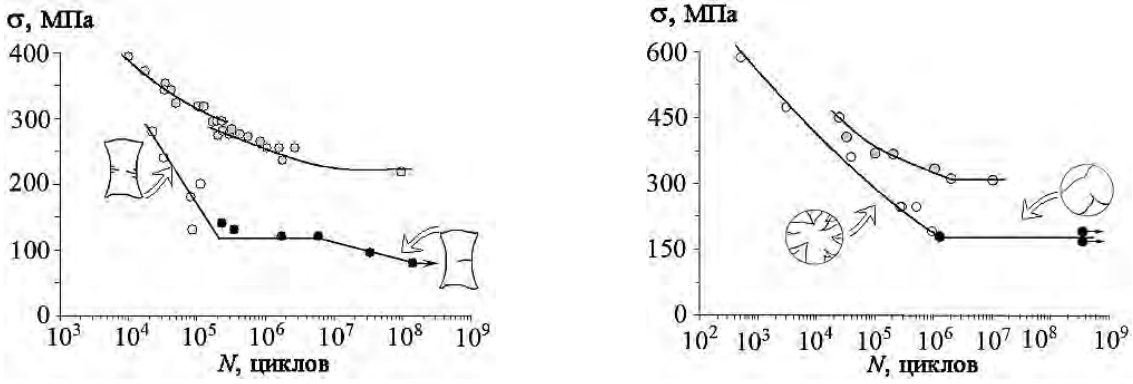
Фрактографический анализ макро- и микрорельефа образцов осуществлен с применением оптического микроскопа ЛОМО МСП-2 и электронного растрового микроскопа LEO 1420.

Металлографический анализ, проведенный с помощью оптического микроскопа Olympus GX51, выявил ферритно-перлитную структуру сталей (табл. 1.) после длительной эксплуатации или хранения со средним размером зерна 6 - 20 мкм.

Таблица 1. Структура исследуемых конструкционных материалов

Сталь 20 после 15 лет хранения	**Сталь 45 после 50 лет хранения**	**Сталь 09Г2С после 25 лет эксплуатации**	**Сталь Х70 после 31 года эксплуатации**
			

Как видно из представленных кривых усталости (рис.1.) и табл. 2, пределы прочности и текучести для стали 20 повышаются, а для стали 45 снижаются по сравнению с исходным состоянием [3-4]. Однако для обеих сталей наблюдается значительное снижение циклической прочности во всем интервале изменения долговечности. При этом разрушение сопровождается переходом от многоочагового зарождения усталостной трещины (○) при высоких амплитудах к одноочаговому (●) зарождению при низких амплитудах нагружениях (рис. 1)



а *б*

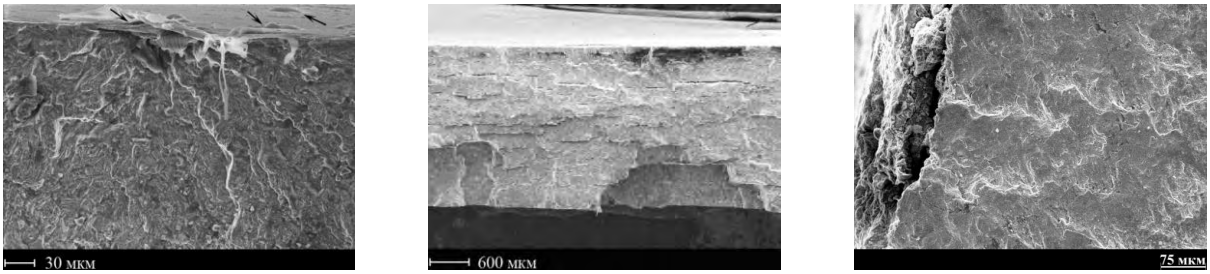
Рис. 1. Усталостные кривые образцов в исходном состоянии (○) и после длительного хранения (●, ○): а – сталь 20, б – сталь 45

Таблица 2. Механические свойства сталей после длительного хранения

Сталь	**Состояние**	**$\sigma_{0,2}$, МПа**	**σ_B, МПа**	**$\sigma_{0,2}/\sigma_B$**	**δ, %**	**σ_{-1}, МПа**
20	Исходное	245	410	0,60	22	219
	После 15 лет хранения	307	488	0,63	19	130
45	Исходное	398	660	0,60	22	318
	После 50 лет хранения	374	641	0,58	26	178

Путем фрактографических исследований сталей было установлено, что уменьшение долговечности связано с развитием множественных расслоений по границам структурных элементов, обнаруживаемых как на боковой поверхности образцов (рис. 2, *а, в*), так и на поверхности изломов (рис. 2, *б*). Наличие таких расслоений на боковой поверхности образца из стали 20 (показаны стрелками на рис. 2, *а*) или в самом очаге

излома образца из стали 45 (рис.2, в) свидетельствует о взаимосвязи расслоений с ранним зарождением усталостной трещины.



а *б* *в*

Рис. 2. Макрорельеф усталостных изломов стали 20 (а, б) и стали 45 (в) после длительного хранения при напряжениях σ, равных 96 (а), 280 (б),191 (в) МПа

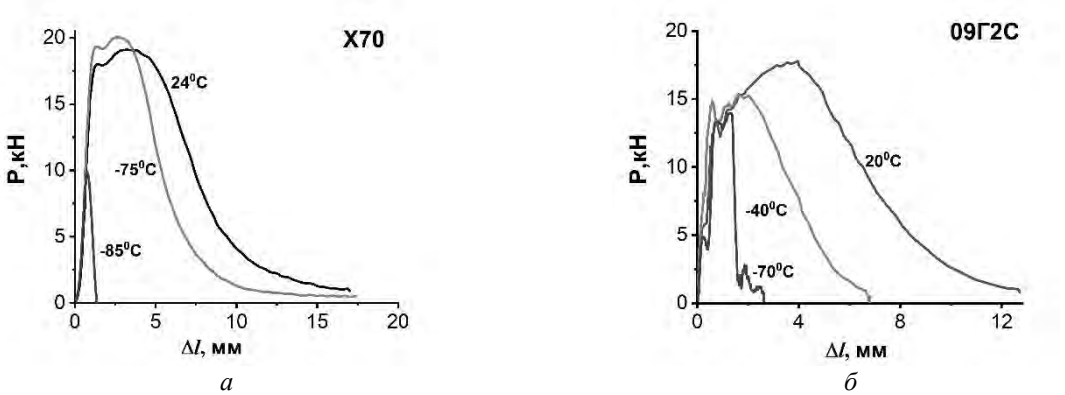
Подобные расслоения на поверхности изломов были выявлены [5-6] и при ударных испытаниях (рис. 3) трубных сталей, что позволило связать увеличение ударной вязкости (сталь 09Г2С и сталь Х70) и снижение критической температуры хрупкости (сталь 09Г2С) после эксплуатации (табл. 3) с диссипацией энергии разрушения в результате их раскрытия. При этом длительная эксплуатация привела к неоднозначному изменению стандартных механических характеристик трубных сталей, а именно, к увеличению пределов текучести и прочности для стали 09Г2С и их снижению для стали Х70 по сравнению с исходным состоянием.

Таблица 3. Механические свойства сталей после эксплуатации

Сталь	Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ, %	Ψ, %	KCV, Дж/см^2	КТХ, °С
09Г2С	Исходное	345	490	0,79	21	55	60	-30
	После 25 лет эксплуатации	438	569	0,77	37	70	118	-50
Х70	Исходное	623	689	0,90	21	-	119	-80
	После 31 года эксплуатации	538	659	0,82	23	65	160	-80

Примечание: *KCV для стали 09Г2С оценена при комнатной температуре, а для стали Х70 - при температуре –20^{0}С*

Снижение критической температуры хрупкости в данном случае не свидетельствует об улучшении работоспособности сталей, поскольку наличие множественных расслоений создает опасность формирования магистральной трещины, истончения стенки трубы и ее разрушения. Подобное увеличение указанных характеристик наблюдали А.Т. Инглиш, Л.Р. Ботвина и другие исследователи [7] при испытании слоистых материалов.

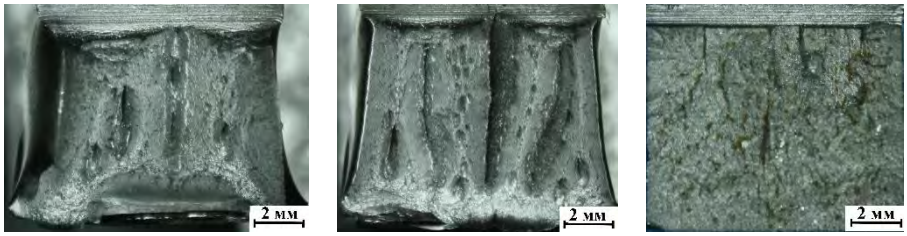


а *б*

Рис. 3. Диаграммы «нагрузка – прогиб» ударных образцов из стали Х70 (а) и стали 09Г2С (б) после длительной эксплуатации

С понижением температуры испытаний число расслоений (рис. 4) и их суммарная длина для стали Х70 растут, при этом работа разрушения, оценивая по площади под кривой деформирования, практически не меняется. При достижении температуры хрупкости расслоения отсутствуют, излом становится хрупким, что сопровождается резким спадом характеристик ударного нагружения.

Таким образом, изучено влияние длительной эксплуатации или хранения на механические характеристики и механизмы разрушения конструкционных материалов при различных видах нагружения. Обнаружено, неоднозначное изменение стандартных механических характеристик при статическом нагружении. Показано, что при ударном нагружении расслоения по границам структурных элементов приводят к диссипации энергии и, как следствие, к понижению температуры хрупкости, а при циклическом нагружении служат очагами зарождения усталостной трещины, образование которых снижает долговечность.



а *б* *в*

Рис. 4. Макрорельефы поверхности разрушения ударных образцов из стали Х70 при температуре испытаний +24°С (а), –75°С (б), –85°С (в)

Литература

1. Пермяков В.Н. Источники и причины аварии на газоперерабатывающем заводе // В.Н. Пермяков, Н.А. Махутов, Л.Р. Ботвина, Е.Л. Муравин, А.А. Тарасенко.- Новосибирск: Наука, 2017 .-127 с.
2. Сыромятникова А.С. Деградация физико-механического состояния металла труб магистрального газопровода при длительной эксплуатации в условиях криолитозоны // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 2. С. 85–91.
3. Ботвина Л.Р., Петрова И. М., Гадолина И. В., Демина Ю. А., Левин В.П., Солдатенков А. П., Тютин М.Р. Высокоцикловое усталостное разрушение малоуглеродистой стали после ее длительного старения. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. №6. с.44-51.
4. Петрова И.М., Гадолина И.В., Ботвина Л.Р., Демина Ю.А., Тютин М.Р. Влияние длительного старения на характеристики усталости стали 45 // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2011. Т. 77. № 3. С. 43-50.
5. Махутов Н.А., Пермяков В.Н., Кравцова Ю.А., Ботвина Л.Р. Оценка состояния продуктопровода после его длительной эксплуатации // Заводская лаборатория. 2007. №2. Т. 73. С. 54-60.
6. Демина Ю.А., Тютин М.Р., Марченков А.Ю., Левин В.П., Ботвина Л.Р. Влияние длительной эксплуатации на физико-механические свойства и механизмы разрушения трубных сталей класса прочности Х70 // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 12. С. 23-35.
7. Yang Z., Huo CY, Guo W. The Charpy Notch Impact Test of X70 Pipeline Steel with Delamination Cracks// KEM. 2005. 297–300. p. 2391–2396.

УДК:621.825

ИССЛЕДОВАНИЕ КОНТАКТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ УПРУГОЙ СОЕДИНИТЕЛЬНОЙ МУФТЫ С РЕЗИНОКОРДНОЙ ОБОЛОЧКОЙ

INVESTIGATION OF CONTACT DEFORMATION OF AN ELASTIC COUPLING WITH A RUBBER CORD SHELL

Евдокимов А. П. - доктор технических наук, ведущий научный сотрудник
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
e-mail: a_evdo@mail.ru

Abstract. The article presents the results of experimental studies of contact deformation of steel flange joints with rubber sides of the rubber-cord shell of the connecting elastic coupling. Graphs of the dependences of the coefficient and the moment of friction, as well as the moment of slippage on the magnitude of the applied force and deformation of the compression of the shell are constructed.

Key words: rubber-cord shell, compression deformation, friction moment, nonlinearity, coefficient of friction.

Аннотация. В статье приведены результаты экспериментальных исследований контактного деформирования стальных фланцевых соединений с резиновыми бортами резинокордной оболочки соединительной упругой муфты. Построены графики зависимостей коэффициента и момента трения, а также момента проскальзывания от величины прикладываемого усилия и деформации сжатия оболочки.

Ключевые слова: резинокордная оболочка, деформация сжатия, момент трения, нелинейность, коэффициент трения.

Упругая соединительная муфта [1, 2] представляет собой резинокордную оболочку (РКО) 1 с наружными 2 и внутренними 3 металлическими фланцами, которые крепятся болтами 4 к бортам оболочки (рис. 1).

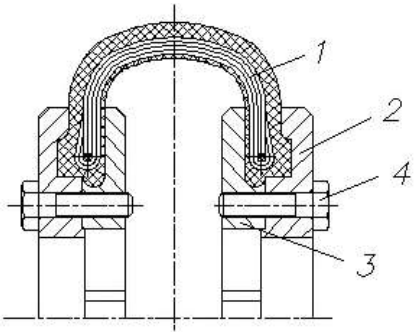


Рис. 1. Упругая соединительная муфта с РКО

Как недостаточное, так и избыточное сжатие бортов недопустимы. В первом случае может происходить проскальзывание РКО относительно металлических деталей, приводящее к её нагреву и изнашиванию оболочки. Во – втором случае необоснованное увеличение напряжённости обуславливает снижение и ресурс упругого элемента. Оптимальное сжатие борта может быть определено лишь в том случае, если известна его жёсткость, т. е. если установлена связь между деформацией бурта и величиной контактных давлений.

Механизм внешнего трения резины по металлическим и неметаллическим поверхностям изучен пока недостаточно. Сложность изучения этого вопроса состоит в том, что резина, как полимер, при различных температурах обладает свойствами как твёрдых, так и жидких тел (наличие высокоэластичной деформации при трении резины;

обтекание шероховатостей при её скольжении; зависимость коэффициента трения от температуры, времени контакта и удельного давления) [3]. Контакт между резиной и соприкасающейся поверхностью рассматривается как упругий и каждому значению нормальной нагрузки соответствует определённая площадь фактического контакта, величина которой зависит от ряда факторов: геометрии и жёсткости поверхности, нормальной нагрузки, температуры, длительности контакта.

Исследование трения в узле крепления бортовых частей упругих элементов обусловлено следующими причинами [4]:

- в ряде случаев предельная нагрузочная способность муфты определяется моментом сил трения, возникающим в контакте резины бортовых частей оболочки с металлическими фланцами. Определение зависимостей момента трения от усилия затяжки бортовых частей позволяет обеспечить надёжную передачу крутящего момента.

- чрезмерное сжатие бортовых частей может привести уже в процессе сборки упругой муфты к появлению значительных зон концентрации напряжений в протекторном резиновом слое резинокордной оболочки, а иногда и к её разрушению вследствие смятия бортовых частей.

Целью экспериментальных исследований являлось определение несущей способности торовой РКО ЭМ320×80 в зависимости от величины контактного давления металлических фланцев и бортовых частей оболочки под действием крутящего момента. Первый этап экспериментальных исследований предусматривал определение бортовой жёсткости в режиме «нагрузка – разгружение» сжатием бортовых частей внутренней и наружной поверхностей оболочки со скоростью нагружения 900 Н/мин усилием до 38000 Н при максимальном осевом смещении S = 4,0 мм. При таком значении скорости нагружения структура резинового слоя остаётся без изменения, что позволило получить наиболее точные значения параметров жёсткости.

Результаты исследований зависимости деформации смещения бортовых частей оболочки от радиального усилия были получены в виде петли гистерезиса, которая имела вогнутую форму и отличалась сравнительно небольшой площадью (рис. 2). Среднее значение бортовой жёсткости вычислялось по формуле $c_{борт} = P/S$ и составило = 10000 Н/м.

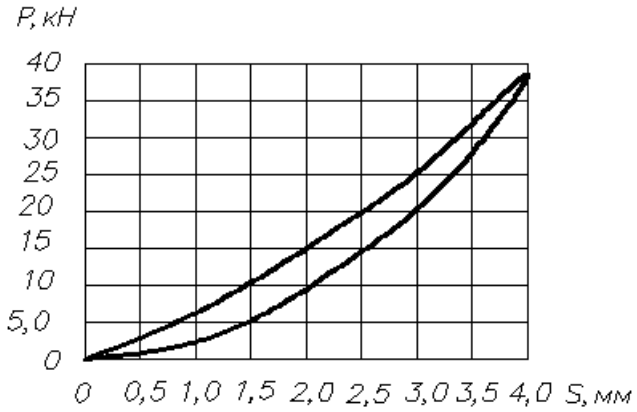


Рис. 2. Зависимость деформации сжатия борта оболочки от радиального усилия

Затем определялась зависимость деформации бортовых частей РКО от усилия затяжки болтового соединения. В начале испытаний наблюдалось интенсивное сжатие бортовых частей оболочки (за счёт выбора зазоров и деформирования на микронеровностях) под действием сравнительно небольшого усилия (рис. 3). При дальнейшей затяжке болтов сопротивление деформации резко возрастало.

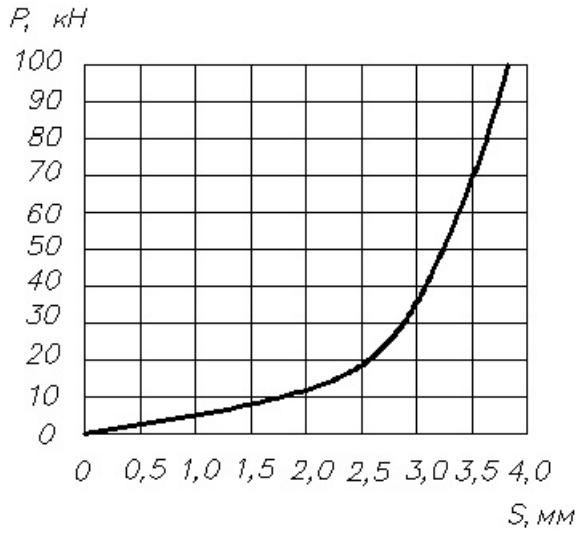


Рис. 3. Зависимость деформации сжатия борта оболочки от усилия затяжки металлических фланцев

Данный факт можно объяснить проявлением нелинейности механических свойств резины и затруднённости поперечных деформаций в плоскости и контактных поверхностей. Начальное поле деформаций обусловлено на 25% - ым предварительным сжатием бурта. Это обеспечивает передачу номинального крутящего момента 800 Н·м.

Важным моментом в данной серии испытаний являлось определение коэффициента трения и момента трения от усилия сжатия бортовых частей РКО при номинальном (+20 °С) и максимальном (+70 °С) значениях температуры. При возрастании нагрузки величина коэффициента трения снижалась. (рис. 4). В тоже время наблюдалось увеличение значения момента трения. При максимально допустимой температуры оболочки значения коэффициента трения и момента трения снижались. Зависимости имели нелинейный характер.

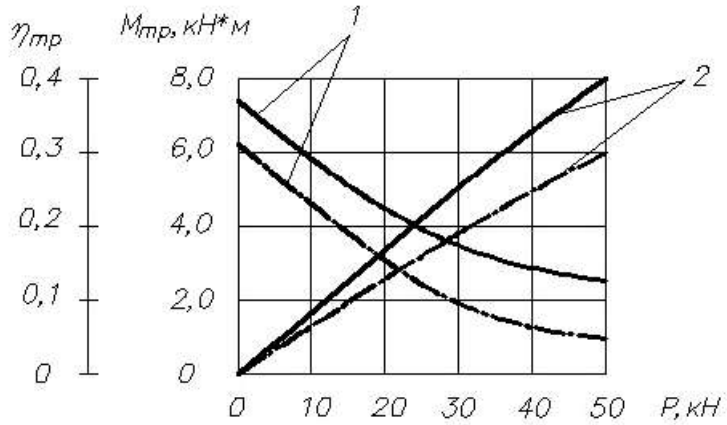


Рис. 4. Зависимости коэффициента трения 1 и момента трения 2 и от усилия сжатия: ___ температура оболочки +20 °С; ___ . ___ температура оболочки +70 °С.

На заключительном этапе экспериментальных исследований определялась зависимость момента проскальзывания бортовых частей РКО во фланцах от величины деформации. Результаты экспериментов показали следующее. Величина прикладываемого момента, соответствующая значению скольжения, в начальный период имела линейный характер (рис. 5), а затем начинала проявляться нелинейность.

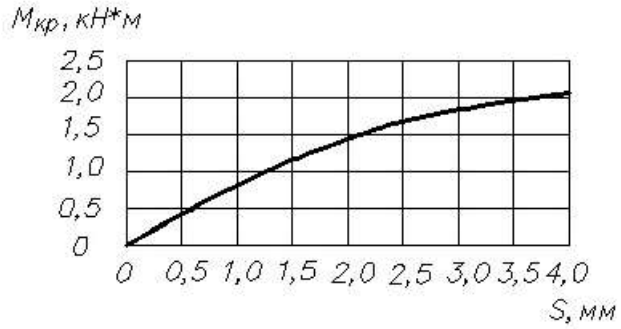


Рис. 5. Зависимость момента скольжения от величины сжатия борта оболочки

Проскальзывание оболочки во фланцах при номинальном крутящем моменте происходило при деформации борта 1,2 мм. При большем значении деформации обеспечивалась более надёжная передача крутящего момента. Опыт эксплуатации РКО показывает, что в большинстве случаев это является причиной зарождения микротрещин, приводящие, в конечном счете, к разрушению упругого элемента. Это подтверждает необходимость тщательного подхода к выбору предварительного сжатия борта.

Литература

1. Поляков В.С., Барбаш И.Д., Ряховский О.А. Справочник по муфтам. Л.: Машиностроение, 1973. 343 с.
2. Михайлов Ю.К., Иванов Б.С. Муфты с неметаллическими упругими элементами. Л.: Машиностроение, 1987. 145 с.
3. Бидерман В.Л., Гуслицер Р.Л., Захаров С.П., Ненахов Б.Н., Селезнёв И.И., Цукерберг С.М. Автомобильные шины. М.: Госхимиздат, 1963. 384 с.
4. Воронцов В.К., Кукаленко Б.Д. Выбор, проектирование и расчёт упругих судовых муфт. Л.: Тр. ЛВВМИУ, 1971. 119 с.

УДК 539.3:539.42

УЧЕТ СТЕСНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ПРОГНОЗИРОВАНИИ ТРАЕКТОРИИ ТРЕЩИНЫ СМЕШАННОГО ТИПА[1]

CONSIDERATION OF IN-PLANE CONSTRAINT WHEN PREDICTING THE TRAJECTORY OF A MIXED-TYPE CRACK

Егранов М.П.[1] – аспирант, **Покровский А.М.**[1] – д.т.н, профессор, **Матвиенко Ю.Г.**[2] – д.т.н., профессор

[1]МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, 105005, Россия

[2]Институт машиноведения РАН, Москва, 119334, Россия

e-mail: maxim.egranov@gmail.com

Abstract. In the present paper, the in-plane constraint on the crack propagation trajectory under mixed loading conditions is considered. The results obtained are compared with experimental data. It is noted that consideration of the in-plane constraint effect allows obtaining more reliable values of crack initiation angle, as well as a smoother crack trajectory.

Key words: fracture criterion, crack tip constraint, T-stress, crack trajectory, Brazilian disc.

Аннотация. В настоящей работе рассмотрено влияние эффекта стеснения деформаций у вершины трещины на траекторию распространения трещины в условиях смешанного нагружения. Полученные результаты сравниваются с данными эксперимента. Отмечено, что учет эффекта стеснения деформаций позволяет получить более достоверные значения угла страгивания трещины, а также более гладкую траекторию трещины.

Ключевые слова: критерий разрушения, стеснение деформаций, Т-напряжения, траектория трещины, бразильский диск

Анализ прочности ответственных элементов конструкций с трещинами требует внимательного рассмотрения всех параметров механики разрушения и выбора походящего критерия разрушения. Традиционно при решении подобных задач определяют коэффициент интенсивности напряжений (КИН) и используют критерии, основанные на нем, однако такой подход не всегда позволяет получить корректную предельную нагрузку на конструкцию. В последнее время активно развиваются критерии разрушения, учитывающие помимо КИН также Т-напряжения, характеризующие стеснение деформаций в плоскости трещины [1], [2].

Рассмотрим влияние эффекта стеснения деформаций на траекторию трещины на примере образца для определения механических характеристик хрупких материалов – бразильском диске. Бразильский диск – диаметрально сжимаемая круглая пластинка с центральной трещиной (рис. 1). Изменяя угол наклона трещины и соотношение полудлины трещины a к радиусу диска R можно получить разную смешанность нагружения.

Поле упругих напряжений вокруг вершины трещины описывается разложением Вильямса [3].

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{n}{2} A_n r^{\frac{n}{2}-1} {f_{A,ij}}^{(n)}(\theta) - \sum_{n=1}^{\infty} \frac{n}{2} B_n r^{\frac{n}{2}-1} {f_{B,ij}}^{(n)}(\theta), \#(1)$$

где A_n, B_n – масштабные множители, зависящие от геометрии детали и условий нагружения, ${f_{A,ij}}^{(n)}, {f_{A,ij}}^{(n)}$ – тригонометрические функции угла θ, определяемые из решения краевых задач о нормальном отрыве и поперечном сдвиге.

[1] Работа поддержана РНФ, проект № 18-19-00351.

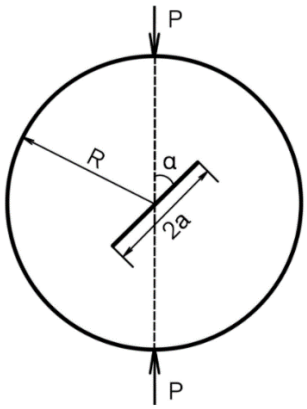


Рис. 1. Схема бразильского диска

Примем в качестве критерия разрушения критерий максимальных тангенциальных напряжений, предложенный Эрдоганом и Си [4]. Согласно этому критерию, трещина распространяется вдоль линии действия максимальных тангенциальных напряжений, а разрушение начинается в момент достижения действующими напряжениями σ_θ предельной величины σ_c, которая является константой материала.

$$\sigma_{\theta\theta} = \sigma_c \#(2)$$

Угол страгивания трещины определяется из условия

$$\frac{\partial \sigma_{\theta\theta}}{\partial \theta}_{|\theta=\theta^*} = 0 \#(3)$$

Запишем выражение для тангенциальных напряжений из (1), удерживая 2 первых слагаемых (рис. 2)

$$\sigma_{\theta\theta}(r,\theta) = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left[K_I \cos^2\frac{\theta}{2} - \frac{3}{2}K_{II} sin\theta\right] + T sin^2\theta, \#(4)$$

где K_I, K_{II} – коэффициент интенсивности напряжений I и II типа, T – Т-напряжения в плоскости трещины.

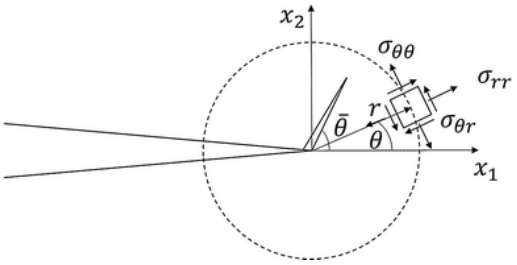


Рис. 2. Распределение компонент тензора напряжений вблизи вершины трещины

Условие разрушения получим, подставив (4) в (2)

$$K_э = \cos\frac{\theta^*}{2}\left[K_I \cos^2\frac{\theta^*}{2} - \frac{3}{2}K_{II} sin\theta^*\right] + T\sqrt{2\pi r_c} sin^2\theta^* = K_{Ic}, \#(5)$$

где r_c – размер зоны предразрушения [5].

а выражение для определения угла страгивания трещины – подставив (4) в (3)

$$K_I sin\theta^* + K_{II}(3cos\theta^* - 1) - \frac{16}{3}T\sqrt{2\pi r_c}\sin\frac{\theta^*}{2} cos\theta^* = 0 \#(6)$$

Представленный двухпараметрический критерий разрушения, в отличие от классического, помимо КИН учитывает также Т-напряжения.

КИН и Т-напряжения можно определить численно с помощью МКЭ или с помощью аналитических соотношений. Аткинсон получил уравнения для нахождения K_I и K_{II} в бразильском диске [6]

$$K_I = \frac{P}{\pi R t}\sqrt{\pi a}\sum_{i=1}^{n} T_i\left(\frac{a}{R}\right)^{2i-2} A_i(\theta)$$
$$K_{II} = -2\frac{P}{\pi R t}\sqrt{\pi a}sin2\theta\sum_{i=1}^{n} S_i\left(\frac{a}{R}\right)^{2i-2} B_i(\theta) \quad ,\#(7)$$

где $T_i\left(\frac{a}{R}\right), S_i\left(\frac{a}{R}\right)$ – функции относительной длины трещины, $A_i(\theta), B_i(\theta)$ – функции угловой координаты, i – число удерживаемых членов ряда.

Соотношение для определения Т-напряжений в бразильском диске получено в работе [7]

$$T = \frac{P}{\pi R t}f_1 + 2\frac{P}{\pi R t}\sum_{i=1}^{n}\left(C_i(\theta)f_i - C_i(\theta) - D_i(\theta)\right)\left(\frac{a}{R}\right)^{2(i-1)} ,\#(8)$$

где f_i – постоянные в разложении, $C_i(\theta), D_i(\theta)$ – функции угловой координаты.

В работе рассматриваются результаты испытаний серии образцов со следующими геометрическими характеристиками: радиус диска $R = 40$ мм, полудлина трещины $a = 10$ мм, толщина диска $t = 4$ мм, угол наклона трещины $\alpha \in [0°, 7°, 15°, 22°, 30°, 45°, 60°, 75°]$.

Материал диска – полиметилметакрилат (ПММА), его механические характеристики: модуль упругости $E = 3000$ МПа, предел прочности при сжатии $\sigma_B = 70$ МПа, вязкость разрушения $K_{Ic} = 40$ МПа$\sqrt{\text{мм}}$.

При продвижении трещины, траектория становится не прямолинейной, и аналитические методы расчета КИН и Т-напряжений становятся непригодными. Поэтому при моделировании траектории распространения трещины КИН и Т-напряжения вычислялись с помощью встроенной функции, основанной на вычислении М-интеграла в программном комплексе ANSYS Workbench. Расчётная модель состояла из 20614 8-узловых плоских элементов.

На рис. 3 приведено сравнение углов страгивания трещины θ^*, полученных по аналитическим формулам (изображены сплошной линией) и численно с помощью МКЭ (изображены звездой), которые сравниваются с результатами эксперимента.

На рис. 4 приведены траектории трещин, полученные с помощью однопараметрического и двухпараметрического критериев МТН с двумя значениями шага прироста трещины.

В результате проведённого исследования можно сформулировать следующие выводы:

1. Учёт Т-напряжений в критерии разрушения позволяет получить более точное значение угла страгивания трещины.
2. Траектория трещины обобщенного нормального отрыва, построенная с учётом Т-напряжений является более гладкой и лучше совпадает с экспериментальной.

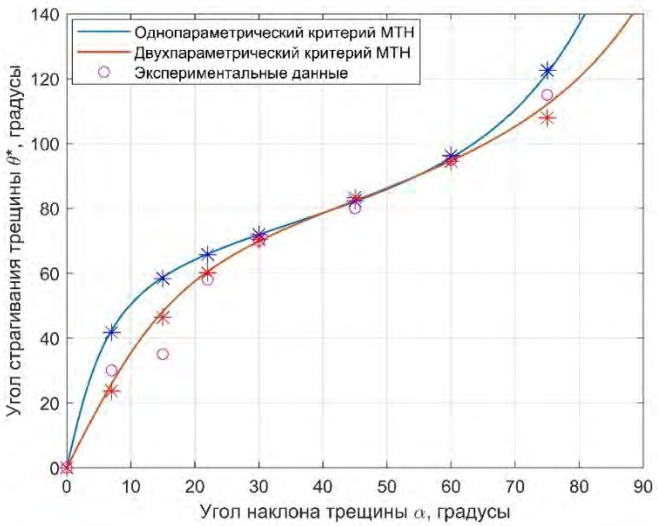
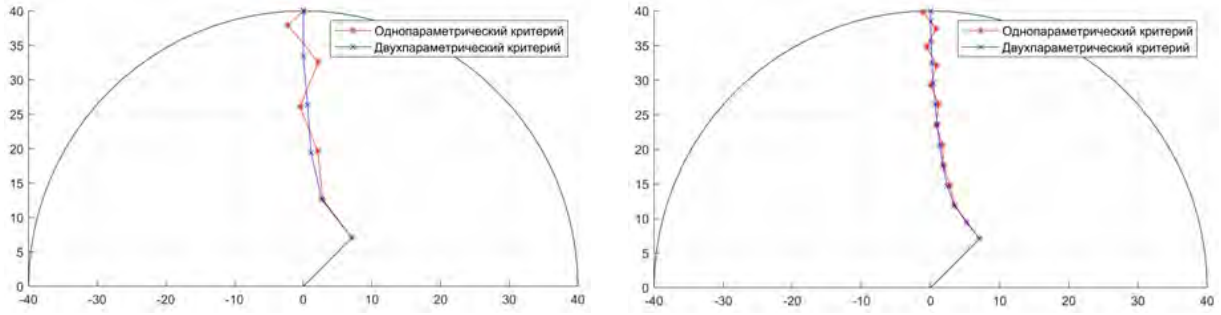


Рис. 3. Сравнение углов страгивания трещины θ^*



а) *б)*

Рис. 4. Траектории роста трещины, полученные с помощью однопараметрического и двухпараметрического критериев с шагом: 7 мм (а), 3 мм (б)

Литература

1. Ayatollahi M.R., Rashidi Moghaddam M., Berto F. A generalized strain energy density criterion for mixed mode fracture analysis in brittle and quasi-brittle materials. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2015, vol. 79, pp. 70-76.
2. Smith D.J., Ayatollahi M.R., Pavier M.J. The role of T-stress in brittle fracture for linear elastic materials under mixed-mode loading. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2001, vol. 24 (2), pp. 137-150.
3. Williams M.L. On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. Journal of Applied Mechanics, 1957, vol. 24 (1), pp. 109-114.
4. Erdogan F., Sih G.C. On the Crack Extension in Plates under Plane Loading and Transverse Shear. Journal of Basic Engineering, 1963, vol. 85 (4), pp. 519-525.
5. Schmidt R.A. A microcrack and its significance to hydraulic fracturing and fracture toughness testing. Proceedings 21st US Symposium on Rock Mechanics, Rolla, Missouri, 28–30 May 1980, pp. 581-590.
6. Atkinson C., Smelser R.E., Sanchez J. Combined mode fracture via the cracked Brazilian disc test. International Journal of Fracture, 1982, vol. 18, pp. 279-291.
7. Fett T. Stress intensity factors and T-stress for internally cracked circular disks under various boundary conditions. Engineering Fracture Mechanics, 2001, vol. 68 (9), pp. 1119-1136.

УДК 629.78: 539.3

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНАЯ МОДЕЛЬ СКЛАДЫВАНИЯ ЛЕНТОЧНОЙ ПРУЖИНЫ ГИБКОГО ШАРНИРА

FINITE ELEMENT MODEL OF FOLDING A TAPE SPRING OF A FLEXIBLE HINGE

Еремин Н.В.[1,2] – м.н.с., **Голдобин Н.Н.**[2] – к.т.н., с.н.с.
[1]Федеральный исследовательский центр информационных и вычислительных технологий, Красноярск, Российская Федерация
[2]Сибирский государственный аэрокосмический университет имени академика М. Ф. Решетнева, Красноярск, Российская Федерация
kaizoku813@gmail.com

Abstract. A parametric finite element model of the tape spring with an elastic-plastic model of the material used in the construction of flexible hinges has been developed. Verification of the model on the finite element mesh was carried out. The results of the work will be used in further research in the development of a parametric optimization scheme, which allows you to automate the process of finding the most rational design solutions.
Key words: flexible hinge, tape spring, finite element model

Аннотация. Разработана параметрическая конечно-элементная модель ленточной пружины с упругопластической моделью материала, используемая в конструкциях гибких шарниров. Проведена верификация модели по сетке конечных элементов. Результаты работы будут использованы в дальнейших исследованиях при разработке схемы проведения параметрической оптимизации, которая позволяет автоматизировать процесс поиска наиболее рациональных конструктивных решений.
Ключевые слова: гибкий шарнир, ленточная пружина, конечно-элементная модель

Введение

Среди развертываемых конструкций для космического применения распространение получили гибкие шарниры, способные упруго складываться и автоматически развертываться за счет высвобождения накопленной энергии деформации. Основным конструктивным элементом гибких шарниров, в котором запасается энергия деформации, является ленточная пружина, изготовленная, как правило, из пружинной стали или полимерного композиционного материала [1-3]. Благодаря тонким ленточным пружинам с криволинейным профилем, в раскрытом положении шарнир обладает высоким коэффициентом запаса устойчивости, а в сложенном положении – высокой податливостью для организации кинематической связи между звеньями шарнира в широком диапазоне углов.

Одним из важнейших вопросов при проектировании гибких шарниров является обеспечение высокой степени надежности их срабатывания в процессе раскрытия. Численный расчет складывания/раскрытия ленты должен учитывать нелинейное изменение напряженно-деформированного состояния (НДС) конструкции, вызванное большими угловыми перемещениями торцевых граней, нелинейностью характеристик материала, а также нелинейностью контактного взаимодействия со стороны дополнительных конструктивных элементов шарнира или технологической оснастки, оказываемого в процессе складывания. Учет в расчетах указанных конструктивно-технических особенностей гибкого шарнира позволяет повысить эффективность его проектирования.

Конечно-элементная модель ленточной пружины

Геометрическая модель, используемая для моделирования процесса складывания, состоит из ленточной пружины, нижней и верхней зажимных пластин, обеспечивающих выпрямление профиля ленты в зоне контакта. Модель ленточной пружины представляет собой параметрическую геометрическую модель оболочки, образованную протяжкой профиля дуги окружности вдоль направляющей прямой. В качестве материала ленточной пружины выбрана пружинная сталь, которая описывается нелинейной моделью изотропного упрочнения. Модели ленточной пружины и зажимных пластин представляют собой конечно-элементную сетку из оболочечных 4-х узловых элементов с шестью степенями свободы в каждом узле. Данный тип элемента имеет хорошую сходимость при решении нелинейных задач с учетом больших деформаций.

Между пластинами и лентой заданы контактные элементы, обеспечивающие контактное взаимодействие с помощью расширенного метода Лагранжа. Контакт определяется по точкам интегрирования Гаусса.

Механический анализ ленточной пружины представляет собой статический расчет НДС ленты в нелинейной постановке в процессе складывания на 180° с последующим свободным раскрытием. На первом шаге расчета происходит уменьшение кривизны участка ленты между пластинами. Свободное ребро поворачивается на некоторый положительный угол φ вокруг оси *x*. На втором шаге осуществляется поворот пилотного узла, описывающего движение свободного ребра ленты, на величину 180° вокруг оси *x*. После получения равновесного состояния величина углового перемещения пилотного узла обнуляется, что сопровождается освобождением накопленной энергией деформации, при этом лента с высокой степенью нелинейности восстанавливает свою первоначальную форму. Для обеспечения сходимости задачи Ньютона-Рафсона на последнем шаге используется алгоритм стабилизации. Результат расчета на последнем шаге позволяет определить величину пластических деформаций, накопленных в процессе складывания ленты. Расчетная схема с указанием граничных условий для моделирования процесса складывания ленточной пружины показана на рис. 1.

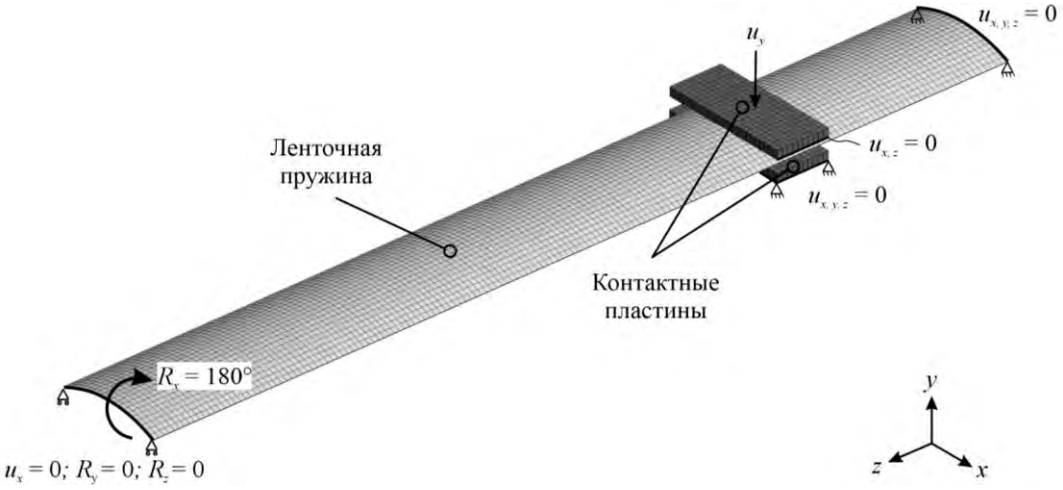


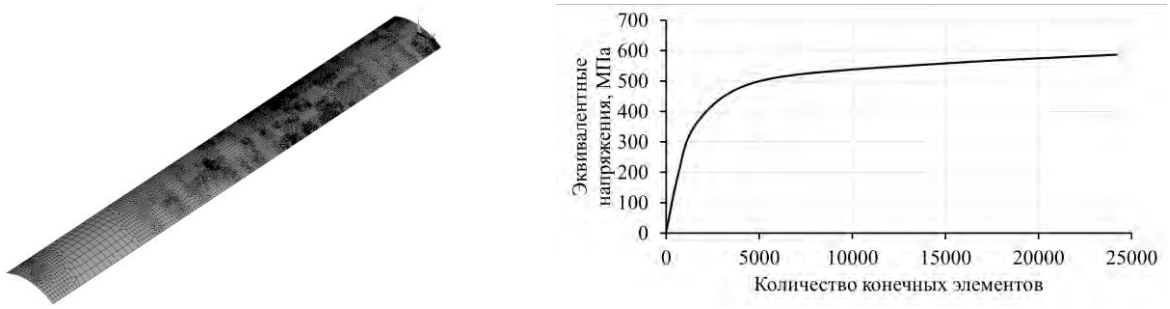
Рис. 1. Расчетная схема и конечно-элементная модель ленточной пружины

В процессе складывания ленточной пружины в локальных зонах возникают резкие и значительные изменения НДС, что требует повышенного внимания к верификации конечно-элементной сетки с целью получения наиболее достоверных результатов численного моделирования.

В первом приближении конечно-элементная сетка является упорядоченной, что позволяет сократить размерность модели и оперативно отработать корректность задания граничных условий и параметров контактного взаимодействия. Размер конечных элементов составляет 1,2 мм при суммарном количестве 656 конечных элементов. Для обеспечения сеточной сходимости (независимости) модели в конечно-элементном

комплексе используется встроенный алгоритм адаптивного уточнения сетки. Данный алгоритм итерационно измельчает конечно-элементную сетку в местах наибольшего градиента напряжений, после чего проводится повторный расчет с заданными граничными условиями и новой сеткой. Критерием останова является разница между значениями максимальных напряжений на текущей и предшествующей итерациях. Результат работы алгоритма продемонстрирован на рис. 2. В данном случае верифицированная модель имеет нерегулярную сетку, состоящую из 24654 узлов (минимальное расстояние между соседними узлами составляет 0,04 мм, максимальное расстояние между соседними узлами составляет 1,55 мм), с заданным критерием останова в 5%, сходимость была достигнута за 5 итераций.

Таким образом, максимальный типовой размер конечного элемента, гарантировано обеспечивающий сходимость по регулярной сетке конечных элементов при моделировании задачи складывания ленточной пружины, составляет 0,04 мм для выбранной геометрической конфигурации ленты.



(а) *(б)*

Рис. 2. Результат верификации модели ленточной пружины
(а) – конечно-элементная модель; (б) – изменение эквивалентных напряжений в зависимости от размера конечных элементов

Заключение

Разработана параметрическая конечно-элементная модель ленточной пружины для проведения механического анализа складывания гибкого шарнира. Проведена верификация модели по сетке конечных элементов. Результаты работы будут использованы в дальнейших исследованиях при разработке схемы проведения параметрической оптимизации, которая позволяет автоматизировать процесс поиска наиболее рациональных конструктивных решений, удовлетворяющих заданным требованиям для шарнира, испытывающего сжимающие или изгибающие нагрузки.

Литература

1. *Xiaozhi Qi, Hailin Huang, Bing Li, Zongquan Deng.* A large ring deployable mechanism for space satellite antenna // Aerospace Science and Technology, 2016. Vol. 58. P. 498-510. DOI: 10.1016/j.ast.2016.09.014.

2. *Dong-Yeon Kim, Han-Sol Choi, Jae Hyuk Lim, Kyung-Won Kim, Juwon Jeong.* Experimental and Numerical Investigation of Solar Panels Deployment with Tape Spring Hinges Having Nonlinear Hysteresis with Friction Compensation // Applied Science, 2020. Vol. 10, No. 21. DOI: 10.3390/app10217902.

3. *Ju Won Jeong, Yuong Ik Yoo, Jung Ju Lee, Jae Hyuk Lim, Kyung Won Kim.* Development of a Tape Spring Hinge with a SMA Latch for a Satellite Solar Array Deployment Using the Independence Axiom // 2nd International Conference on Mechanical, Industrial, and Manufacturing Engineering, 2012. Vol. 1. P. 225-231. DOI: 10.1016/j.ieri.2012.06.035.

УДК 602.17

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗВИТИЯ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДВУХЧАСТОТНОМ НАГРУЖЕНИИ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНО-СТРУКТУРНЫХ УРОВНЯХ

MODELING OF MATERIAL FRACTURE PROCESSES AT BIFREQUENCY LOADING ON VARIOUS SCALE-STRUCTURAL LEVELS

Завойчинская Э.Б. – д. ф.-м. н., профессор, **Панарин И.Ю.** – студент
МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия
e-mail: elen@velesgroup.com,

Abstract. The brittle failure at bifrequency loading is considered as a multi-scale random staged process of defect evolution at micro-, meso- and macrolevels. The failure probability distribution function of each level is represented as Hilbert-Schmidt operator on the loading process. A system of constitutive relations and defect level fatigue curves are constructed. At bifrequency periodic loading two eigenfunctions of the operator kernel are determined. The model is applied to 0.23% carbon steel. A good agreement is obtained with known experimental data.
Key words: brittle fatigue, bifrequency loading, probability distribution function

Аннотация. Хрупкое усталостное разрушение при двухчастотном нагружении рассматривается как разномасштабный случайный стадийный процесс прохождения структурных микро- , мезо- и макроуровней. Функция распределения вероятности разрушения на каждом уровне представляется в виде интегрального оператора Гильберта-Шмидта на процессе нагружения. Строится система определяющих соотношений с выходом на кривые усталости по уровням дефектности. При двухчастотном периодическом нагружении определяются две собственные функции ядра интегрального оператора. Модель применяется для 0.23% углеродистой стали. Получено хорошее соответствие известным опытным данным.
Ключевые слова: хрупкое усталостное разрушение, двухчастотное нагружение, функция распределения вероятности

Задача моделирования усталостного разрушения при бигармоническом нагружении является актуальной проблемой при оценке долговечности элементов технологических трубопроводов и сосудов давления, резьбовых и сварных соединений, эксплуатационными режимами которых являются наложение на переменные напряжения по основной частоте напряжения с более высокими частотами от термических, вибрационных, гидроаэродинамических, колебательных и др. нагрузок [3,4]. Общий случай бигармонического процесса одноосного нагружения на интервале времени $\tau \in [0,t]$ описывается следующей зависимостью:

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_{a,1}\sin\omega_1\tau + \sigma_{a,2}\sin(\omega_2\tau+\varphi), \qquad \tau \in [0,t] \qquad (1)$$

где первая круговая частота: $\omega_1 = 2\pi n_1 / T_1$, вторая – $\omega_2 = 2\pi n_2 / T_2$, $\omega_2 \geq \omega_1$, n_i, T_i – число циклов и время действия амплитуды напряжения $\sigma_{a,i}, i = 1,2$, соответственно, σ_m – постоянная компонента напряжения, φ – сдвиг фаз между компонентами с разными частотами. Процесс нагружения (1) является периодической функцией времени при условии: $\omega_2 = k\omega_1$, k – натуральное число, $k = 1,2,3...$, полный период нагружения: $T = 2\pi / \omega_1$, в остальных случаях – почти периодической функцией. Наибольшее практическое значение исследований усталостного разрушения при бигармонических нагружениях имеют случаи наложение высокочастотного на низкочастотное нагружение

при условии $\sigma_{a,2} \square \sigma_{a,1}$, $\omega_2 > 10\omega_1$ и наложение высокочастотного нагружения большей амплитуды $\sigma_{a,2} \square \sigma_{a,1}$, $\omega_2 > 10\omega_1$. По опытным данным в этих случаях сдвиг фаз φ практически не влияет на усталостное поведение. В случаях при $\omega_2 \le 6\omega_1$ сдвиг фаз φ оказывает влияние на усталостные свойства.

В этой работе хрупкое разрушение при многоцикловом периодическом нагружении (1) рассматривается как иерархический случайный процесс на шести масштабно-структурных уровнях (в результате зарождения и роста нанодефектов – вакансионных кластеров, цепочек межузельных атомов, дефектов по Шоттки, по Френкелю, субмикротрещин, путем их слияния осуществляется переход на микроуровень образования и роста микротрещин, слияния последних ведут к нераспространяющимся трещинам, вследствие слияния последних имеет место переход на следующий мезоуровень развития коротких трещин, слияния коротких трещин приводит к развитию разрушения на макроуровне образования и дальнейшего роста макротрещин) согласно подходу [1,2]. Полагается, что вероятность достижения предельных состояний каждого уровня (вероятность разрушения $j-$го уровня, $j=1,...6$) определяется линейными операторами на процессе нагружения. Выбирается интегральный оператор Гильберта-Шмидта. Определяющие соотношения для вероятности разрушения $j-$го уровня $Q_j = Q_j(\tau)$, $\tau \in [0,t]$, при одноосном нагружении: $\sigma = \sigma(\tau)$, $\tau \in [0,t]$, записываются в виде:

$$Q_j(\tau) = \alpha_j(\tau)\frac{1}{t}\max_{z\in[0,t]}\int_0^t K_j(z,\tilde{t})\sigma(\tilde{t})d\tilde{t} = \alpha_j(\tau)\max_{z\in[0,t]}\sum_{k=0}^{\infty}\frac{D_k\Omega_k(z)}{\lambda_k^j},\ j=1,...6 \qquad (2)$$

где по теореме Гильберта-Шмидта оператор представляется в виде ряда по собственным функциям своего положительно определенного симметрического ядра $K_j = K_j(z,\tilde{t})$ при условии, что $\int_0^t \sigma^2(\tau)d\tau \le M^2$, $M = const$; λ_k^j - собственные значения оператора, для которых надо сформулировать систему базовых экспериментов. В качестве собственных функций в этом рассмотрении выбирается следующая полная система тригонометрических функций на отрезке $\tau \in [0,t]$:

$$\Omega_0 = 1,\ \Omega_1 = \sin\frac{2\pi\tau}{t},\ \Omega_2 = \cos\frac{2\pi\tau}{t},...,\ \Omega_{2k-1} = \sin\frac{2\pi\tau k}{t}, \Omega_{2k} = \cos\frac{2\pi\tau k}{t},\ k \in \square \qquad (3)$$

Процесс нагружения представляется рядом Фурье со следующими коэффициентами:

$$\sigma(\tau) = \sum_{k=0}^{\infty} D_k\Omega_k(\tau),\ \ \mathrm{D}_0 = \frac{1}{t}\int_0^t \sigma(\tau)d\tau,\ \mathrm{D}_k = \frac{2}{t}\int_0^t \Omega_k(\tau)\sigma(\tau)d\tau,\ k=1,...\infty. \qquad (4)$$

Для симметричного одночастотного нагружения с амплитудой σ_a и круговой частотой ω единственным ненулевым значением в выражениях (4) является величина $D = \sigma_a$ при собственной функции $\Omega_k = sin\frac{2\pi kz}{t}$, $\omega = \frac{2\pi k}{t}$. Принимая для функции $\alpha_j = \alpha_j(\tau)$, $j=1,...6$, такие выражения: $\alpha_j(t) = \sqrt{lg\frac{t}{t_{j-1}(\sigma_a)}}$, где t_{j-1} определяется уравнением: $Q_j(t_{j-1}) = 0$, выписываются следующие выражения для собственных значений λ^j : $\lambda^j = \sigma_j(\omega_k, T_1)\sqrt{\lg T_j - \lg(t_{j-1}(\sigma_j))}$. Таким образом, соотношения модели и для вероятности разрушения при одночастотном нагружении в виде:

$$Q_j(\tau) = \frac{\sigma_a}{\sigma_j(\omega_k,T_1)}\frac{\sqrt{\lg\tau - \lg(t_{j-1}(\sigma_a))}}{\sqrt{\lg T_j - \lg(t_{j-1}(\sigma_j))}},\quad \sigma_a \ge \sigma_{j-1},\qquad \lg\tau \ge \lg(t_{j-1}(\sigma_a)) \qquad (5)$$

$$Q_j(t_j) = 1,\quad \mathrm{j} \in [1,\ldots,6] \qquad \sigma_0 = 0, \qquad \tau \in [0,t]$$

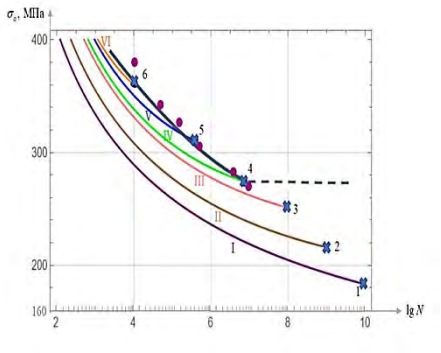
Базовые характеристики модели $(\sigma_j,\ T_j)$, $j=1,...6$, определяются по сериям макроэкспериментов по усталостной прочности с обработкой шлифов стандартными исследованиями микроструктуры при симметричном нагружении и достижении соответствующих предельных состояний [1,2].

Для периодического симметричного двухчастотного нагружения в выражения (4) входят две собственные функции и два собственных значения, и в этом случае соотношения модели имеют такой вид:

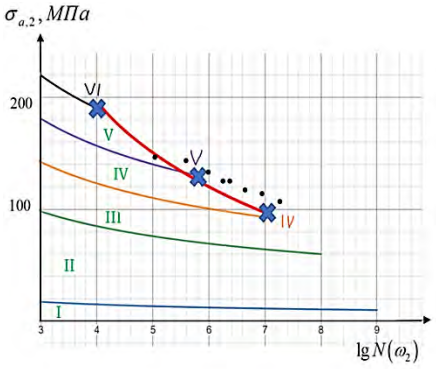
$$Q_j(\tau)=\alpha_j(\tau)\max_{z\in[o,t]}\left[\frac{\sigma_{a1}}{\lambda^j(\omega_1,T_j)}\sin(\omega_1 z)+\frac{\sigma_{a2}}{\lambda^j(\omega_2,T_j)}\sin(\omega_2 z)\right],$$
$$\alpha_j=\sqrt{\lg\tau-\lg t_{j-1}},\qquad \lg\tau\ge\lg t_{j-1},\ \text{j=1,...,6} \tag{6}$$
$$\lambda^j(\omega_k,T_j)=\sigma_j(\omega_k,T_j)\sqrt{\lg T_j-\lg(t_{j-1}(\sigma_j(\omega_1,T_j))},\quad k=1,2,$$
$$Q_j(t_j)=1$$

По кривой соответствующего уровня дефектности при одноосном одночастотном нагружении (рис.1 (а)) выбирается два собственных значения. Аналитически максимальное значение в (6) достигается при соотношении частот $\frac{\omega_2}{\omega_1}=\frac{4m-1}{4n-1}$, где m, n $\in$ $\mathbb{Z}$, при которых значения обоих синусов будут равны единице.

По предложенной модели проведены расчеты и сравнение с опытными данными [4] по симметричному двухчастотному нагружению 0.23% углеродистой стали, $\nu_1=0.83Гц$, $\nu_2=400*0.83\,Гц$. На рис.1 (а) представлены кривые усталости по уровням дефектности при одноосном симметричном нагружении, предел выносливости стали $\sigma_{-1}=290МПа$ при $N_f=10^7$ *циклов*.



(а)

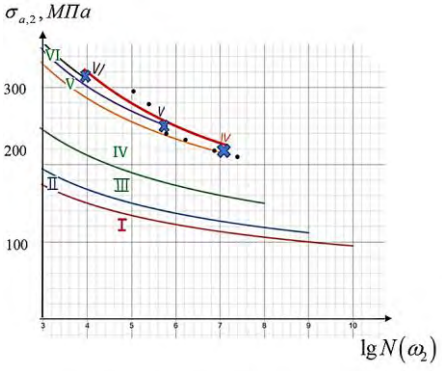


(в)

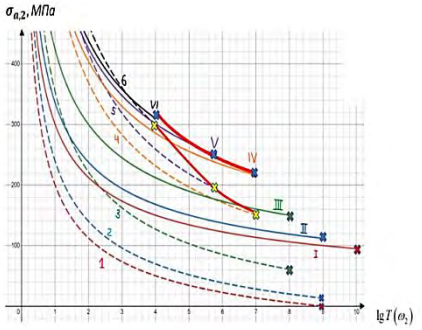
Рис.1 Области развития дефектов I-IV, кривые усталости по уровням дефектности 0.23% стали, $\sigma_{вр}=520МПа$, $\sigma_s=340МПа$: *(а) при симметричном нагружении , (в) при двухчастотном нагружении в координатах* $(\sigma_{a,2},\ N(\omega_2))$ *при* $\sigma_{a,1}=200$ *МПа ; точками нанесены опытные данные [4]*

На рис. 1 (в) и 2 (а) изображены результаты расчетов по модели при двухчастотном нагружении с амплитудой $\sigma_{a,1}=200МПа$ и $\sigma_{a,1}=100МПа$ соответственно. На рис. 3(а) представлены результаты расчетов при $\sigma_{a,2}=140МПа$ и $\sigma_{a,2}=105МПа$. Расчетные зависимости предельных амплитуд при макроразрушении и соответствие их опытным данным приведены на рис. 3 (в). Получено удовлетворительное соответствие опытным данным. На рис. 2 (в) представлены результаты анализа развития дефектов при $\sigma_{a,1}=100МПа$: для двухчастотного нагружения – сплошными линиями, а как одночастотное нагружение с амплитудой, равной сумме первой и второй амплитуд – пунктирными линиями. Из рис. 2 (в) видно, что если рассматривать эквивалентное одночастотное нагружение с суммой амплитуд, то пределы усталости при

соответствующих числах циклов ниже, т.е. в этом случае недооценивается прочность (такое рассмотрение идет в запас прочности).

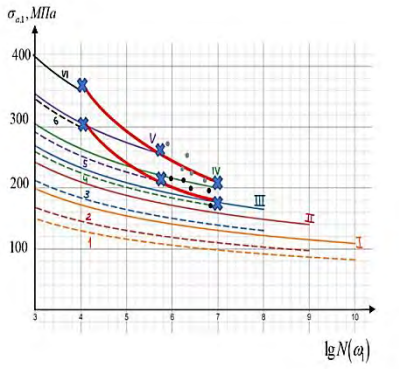


(а)

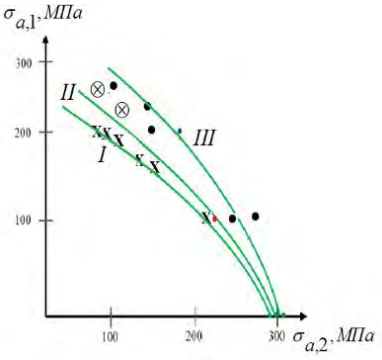


(в)

Рис.2 Области развития дефектов I-IV, кривые усталости по уровням дефектности для 0.23% стали при $\sigma_{a,1} = 100$ *МПа в координатах* $(\sigma_{a,2}, N(\omega_2))$*: (а) при двухчастотном нагружении; (в) сплошными линиями отмечены результаты с рис. (а), пунктирными – расчеты по модели для одночастотного нагружения с амплитудой, равной сумме амплитуд; точками нанесены опытные данные [4]*



(а)



(в)

Рис.3 ***(а)*** *Области развития дефектов и кривые усталости по уровням дефектности 0.23% стали при двухчастотном нагружении в координатах* $(\sigma_{a,1}, N(\omega_1))$*: сплошными линиями изображены уровни при* $\sigma_{a,2} = 105$ *МПа , пунктирными – при* $\sigma_{a,2} = 140$ *МПа , точками нанесены опытные данные [4]; (в) для той же стали зависимость* $\sigma_{a,2} = \sigma_{a,2}(\sigma_{a,1})$ *при макроразрушении и соответствующие опытные данные [4], I-* $N(\omega_2) = 10^7$ *циклов, II-* $N(\omega_2) = 10^6$ *циклов, III-* $N(\omega_2) = 10^5$ *циклов*

Литература

1. Завойчинская Э.Б. Общие закономерности и критерии разрушения твердых тел на разных масштабно-структурных уровнях при длительном нагружении (обобщающая статья)// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. Т. 8. № 7. 2022. с. 48-62. DOI:10.26896/1028-6861-2022-88-7-48-62

2. Zavoychinskaya E. A Stochastic Theory of Scale-Structural Fatigue and Structure Durability at Operational Loading //Understanding complex systems. Springer Nature Switzerland AG. 2021. pp. 71-89. DOI: 10.1007/978-3-030-50302-4

3. Gan J., Liu X., Wang Z., & Wu W. Experimental Study on the Fatigue Damage of Designed T-type Specimen with High-low Frequency superimposed Loading//Int. J. of Fatigue. V.143. 2021. 105985. DOI: 10.1016/j.fatigue.202.105985

4. Yamada T., Kitagawa S. Investigation of Fatigue Strength of Metals under Actual Service Loads // Bulletin of JSME. V.10. N 38. 1967. – pp. 245-252.

УДК 621.7.011

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ЛАЗЕРНОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ VISAR ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ

APPLICATION OF THE VISAR LASER INTERFEROMETRY METHOD TO STUDY THE SHOCK-WAVE PROPERTIES OF TOOL MATERIALS IN PROCESS OF HIGH-SPEED LOADING

Зиборов В.С.[1], Новиков С.В.[2], Ростилов Т.А.[1]

[1]Объединённый Институт Высоких Температур РАН, Москва, Россия;

[2]АО «РИЦ «ТЕХНОСФЕРА», журнал «СТАНКОИНСТРУМЕНТ», Москва, Россия

Abstract. The peculiarities of physical processes that affect the properties of the cutting tool and the materials being processed during high-speed machining were considered. The capabilities and of the “Strela-2M” experimental unit equipped with the VISAR laser interferometry method facilities for studying the properties of promising tool and structural materials including composites under impact loads in the loading speed range from 200 to 1200 m/s were discussed. The results were presented of the experimental investigations of the properties of composite materials with a given porosity under conditions of impact loads in the pressure range that can occur in tool materials during high-speed processing. The shock adiabats of spheroplastics, epoxy compounds and nanoporous nickel were obtained at loading pressures up to several GPa and at strain rates up to 10^6-10^9 s^{-1}, as well as the dynamic elastic limit values of these materials.

Аннотация. Обсуждены особенности физических процессов, влияющих на свойства режущего инструмента и обрабатываемого материала при высокоскоростной обработке. Показаны возможности экспериментального стенда Стрела-2М, оснащённого методом лазерной интерферометрии VISAR, для исследования свойств существующих и перспективных инструментальных и конструкционных материалов, включая композиционные, в условиях ударных нагрузок в диапазоне скоростей нагружения от 200 до 1200 м/с. Представлены результаты экспериментального исследования свойств композитных материалов с заданной пористостью, в условиях ударных нагрузок в диапазоне давлений, которые могут возникать в инструментальных материалах при высокоскоростной обработке. Приведены ударные адиабаты сферопластиков, эпоксидного компаунда и нанопористого никеля при давлениях нагружения до нескольких ГПа и скоростях деформации до 10^6-10^9 $с^{-1}$; получены данные о величинах динамического предела упругости этих материалов.

УДК 602.17

ТЕХНИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА И РАСЧЕТ РИСКА АВАРИИ

TECHNICAL DIAGNOSTICS AND CALCULATION OF FAILURE RISK

Иванов В.И.[1.] –д.т.н., гл.н.с., **Мусатов В.В.**[2] –ген. дир., **Овчинников А.А**.[2],
Сазонов А.А.[2], **Ремезкова Л.В**. [2], **Каковкин Д.А**. [2]
[1]НИИИН МНПО «Спектр»,
[2]«ЗАО «ГИАП-ДИСТцентр»
e-mail: ivi444@mail.ru

Abstract. It is shown that the industrial safety of technical devices is evaluated by the risk of accident. The main risk factor is the probability of fracture of the object. The value of the probability can be calculated using the information obtained in the performance of technical diagnostics. The schemes of correlation between the probability of fracture and the parameters of defects detected in the objects are considered.
Key words: diagnostics, risk, nondestructive testing, fracture mechanics.

Аннотация. Показано, что промышленная безопасность технических устройств оценивается риском аварии. Основным фактором риска является вероятность разрушения объекта. Величина вероятности может быть рассчитана с использованием информации полученной при выполнении технического диагностирования. Рассмотрены схемы связи вероятности аварии с параметрами дефектов, выявленных в объектах.
Ключевые слова: диагностика, риск, неразрушающий контроль, механика разрушения.

В настоящее время обеспечение промышленной безопасности на Опасных Производственных Объектах (ОПО) является одной из основных задач в промышленности. Для решения этих задач Законом о Промышленной Безопасности предусмотрено использование таких видов деятельности, как: Техническое Диагностирование, Экспертиза Промышленной Безопасности, Аудит системы управления промышленной безопасностью.

Промышленная безопасность должна обеспечить надежность производственных объектов, не допуская инцидентов, аварий и катастроф. Целью является достижение безопасности, измеряемую величиной риска, что дает возможность количественной оценки потенциальных ущербов. В области менеджмента риска имеется 23 ГОСТ (ГОСТ Р 51901.1 ÷ ГОСТ Р 51901.23). Конкретизация риск-ориентированного подхода на ОПО содержится в более 20-ти методических документах Ростехнадзора, применяемых на первом этапе внедрения риск-ориентированных подходов в промышленность.

Основными действиями при обеспечении безопасности с использованием рискового подхода являются 1) идентификация опасностей, 2) определение технического состояния конкретного объекта с использованием технического диагностирования, 3) расчет вероятности аварии, 4) определение траектории эскалации аварии и 5) оценка потерь.

Основной технологией, позволяющей установить техническое состояние конкретного объекта, и последующие расчет вероятности аварии и оценка риска является Техническое Диагностирование (ТД). Оценка риска аварии является новым методом оценки промышленной безопасности и, соответственно, потребует новых подходов в техническом диагностировании.

В соответствии с действующим до сих пор ГОСТ 20911-89 термин «Техническое Диагностирование» номинирован как «определение технического состояния объекта». Подобное определение охватывает неограниченное число объектов, включая, например, диапазон от домашних швейных машинок до больших вычислительных систем или оборудования АЭС. В настоящей статье объектом диагностирования предполагаются технические устройства (ТУ) на опасных производственных объектах (ОПО) подконтрольных Ростехнадзору.

Учитывая развитие представлений о промышленной безопасности предлагается номинировать термин **Техническое Диагностирование** как: «Определение технического состояния объекта с целью оценки промышленной безопасности и прогнозирования ресурса». При этом оценку промышленной безопасности (ПБ) следует выполнять с использованием показателя риска аварии, а ресурс определять по значению величины риска не превышающего установленной величины в течении эксплуатации объекта. Аналогичное определение уже закреплено в ГОСТе 55045-2012. [1]. В состав ТД входят следующие крупные блоки: 1. Механика разрушения (МР) – обеспечивает прочностные расчеты и устанавливала браковочные параметры дефектов (параметры размеров, формы, расположения и количества). Отдельно устанавливаются нормы браковки. 2. Материаловедение – анализ свойств материалов, из которых изготовлены ТУ и результаты исследования используются при прочностных расчетах; 3. Неразрушающий контроль (НК) - должен выявлять дефекты объектов и сверять результаты контроля с нормами браковки.

Оценку эффективности ТД и оценку риска Pf(t) проводят согласно API 581-2008 [2] с использованием уравнения для расчета вероятности аварии P$_f$ (t) в виде:

$$\mathrm{P}f\ (\mathrm{t})\ = gff\mathrm{D}f\ (\mathrm{t})\ FMS \qquad (1)$$

где *gff* – показатель частоты аварий (данные статистики), Df - поправочный коэффициент учитывающий повышение давления, температуры, наличие коррозии разной природы и др., F*MS* - фактор системы управления на предприятии. Фактор регулировки систем управления *FMS* оценивает влияние системы управления оборудованием и безаварийность на предприятии. Все эти факторы основаны на экспертных оценках. Однако, в формуле (1) отсутствуют данные о состоянии конкретного объекта, безопасность которого оценивается.
В развитие (1) предлагается показатель риска аварии R представить в виде:

$$R\ =\ [\mathrm{A}]\cap\ [P\boldsymbol{f}\ (a\mathrm{i},\boldsymbol{t})]\cap\ [\mathrm{E}]\cap\ [L], \qquad (2)$$

где *[A]* –фактор идентификации опасностей, [$P_f(a_i,\ t)$] — вероятность аварии, разрушения (технический риск); a_i — параметры дефекта; t — время; [E] — функционал эскалации аварии (Рис. 1); [L] — оценка потерь в результате аварии. Знак ∩ - логическая операцию умножения классов событий.

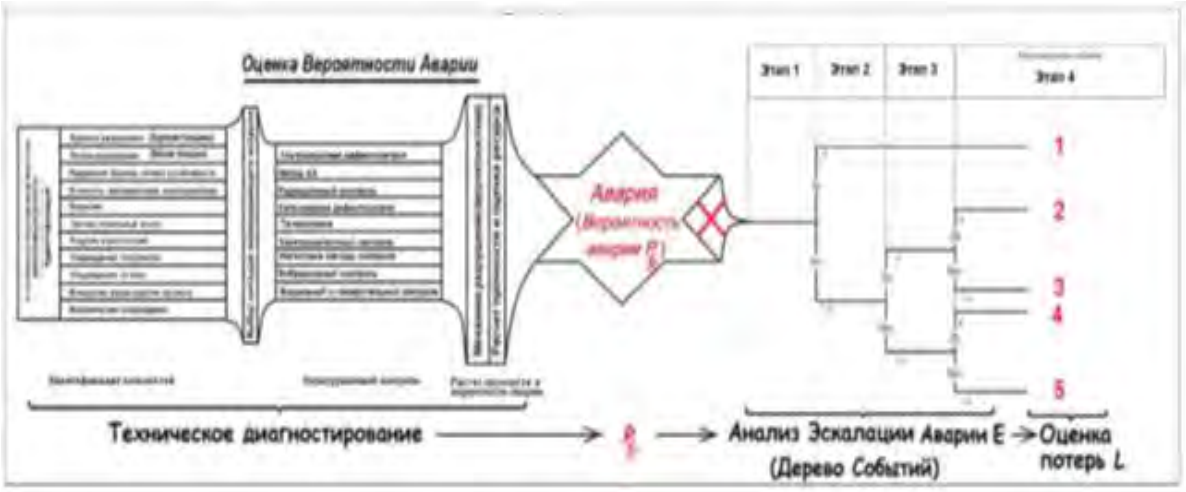


Рис.1. Схема технологии оценки риска аварии

В схеме оценки риска аварии имеем следующие основные этапы: Техническое диагностирование, включающее: идентификацию опасностей, выявление дефектов с использование НК, расчеты прочности с использованием методов МР, расчет вероятности разрушения $P_f(a_i,\ t)$; анализ эскалации аварии E; оценку потерь L.

Исходным этапом ТД является идентификации опасностей - определение основных факторов деградации материала объекта. Эти факторы включают: характеристики материала объекта и их изменение в процессе эксплуатации; условия работы: температуру, нагрузку. А также возможные повреждения, включая эрозию, коррозию, механические повреждения, повреждения от огня и другие виды. Идентификация опасностей должна помочь в выборе методов и технологии НК. Всего насчитывается более 12 видов НК, которые должны выявлять все дефекты, влияющие на прочность объекта, а также измерять их параметры необходимые для расчетов прочности и вероятности разрушения.

Первыми отечественными документами, содержащими не только нормы браковки, но и рекомендации по времени эксплуатации объектов в зависимости от размеров дефектов были документы Росэнергоатома РД ЭО 0489-03 и Ростехнадзора НП 084-15 [3]. На Рис.2 и Рис.3 приведены схема сварного соединения трубопровода Ду300 из стали марки 08Х18Н10Т и диаграмма сроков эксплуатации в зависимости от размеров дефектов.

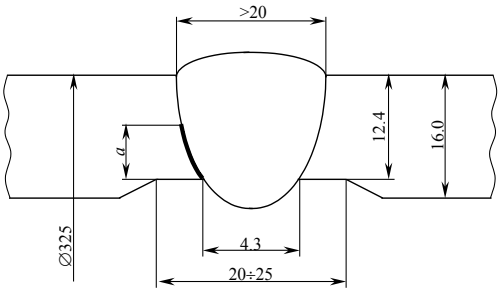


Рис.2. Схема сварного шва трубопровода Ду300

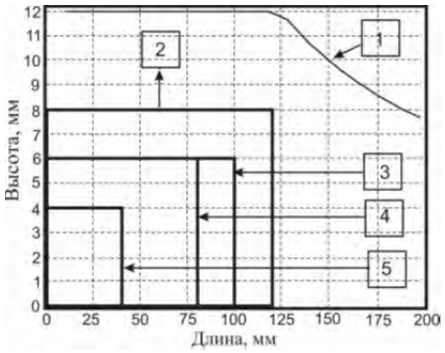


Рис.3. Диаграмма размеров дефектов в сварном шве трубопровода Ду300 и сроков эксплуатации [3]

На Рис.3 приведены сроки эксплуатации сварного шва трубопровода Ду300 в зависимости от размеров дефектов: 1 – область предельных размеров дефектов. 2 –- область недопустимых размеров дефектов. 3 – область размеров дефектов с сроком эксплуатации 1 год. 4 – область размеров дефектов с сроком эксплуатации 2 года. 5 – область размеров дефектов с сроком эксплуатации 4 года. Если сравнить с нормами дефектов для других объектов из того же документа НП 084-15 то для сварных швов от 10 мм до 15 мм включительно наибольший размер несплошностей в сварных соединениях по результатам визуального и измерительного контроля (табл. 4 в [3]) не должен превышать 1,5 мм. Это существенно меньше размеров дефектов, представленных на Рис.3. Данные на Рис.3 позволяют существенно увеличить межремонтный срок эксплуатации объекта.

Диаграммы на рис.3 получены посредством расчета времени развития дефектов от исходного размера до предельного размера для данной конструкции с учетом свойств материалов, условий работы объекта (рабочих температур, давлений, видов нагружения и т.д.). В документе НП 084-15 подход, реализованный в виде диаграмм, приведенных на Рис.3, используется не только для сварного соединения Д300, но также для сварных соединений трубопроводов Ду800 и Ду1100. Для всех объектов I -го класса опасности рекомендуется разработать диаграммы подобные изображенным на Рис.3, что является одним из элементов технологии технического диагностирования, сочетающего в данном случае отдельные технологии неразрушающего контроля и механики разрушения.

До тех пор, пока не созданы диаграммы, Рис.3, и для других объектов высокого уровня опасности, возможно использование иного подхода, когда решение о продолжении эксплуатации и его сроках решается непосредственно после выполнения НК. Для этого необходимо иметь зависимости вероятности P(a) разрушения объекта от размеров дефекта a (Рис.4). В качестве примера представлена зависимость вероятности разрушения корпуса реактора АЭС P(a) [4] и вероятность превышения размером дефекта (например, 5 мм) выявленного при выполнении неразрушающего контроля – линия P(â).

При оценке вероятности разрушения объекта с учетом зависимости вероятности разрушения P(a), полученной с использованием моделей механики разрушения, и измеренного размера дефекта â необходимо учитывать распределение ошибок измерения P(â), приведенной на Рис.4.

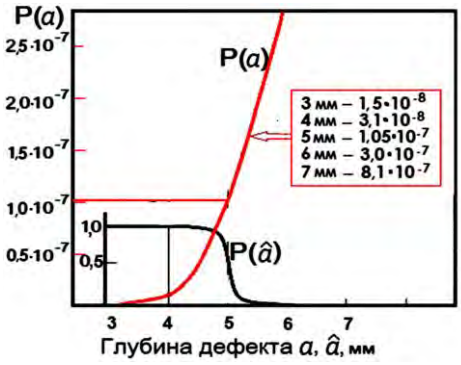


Рис.4. Зависимость вероятности ***P(a)*** *разрушения корпуса АЭС от размера дефекта* ***a.***

Распределение ошибок измерения размеров дефекта можно представить выражением:

$$P(\hat{a}) = \frac{1}{2}\left[1 - \mathrm{erf}\left(\frac{\hat{a}-\boldsymbol{\mu}}{\sqrt{2\,\sigma 2}}\right)\right], \qquad (3)$$

где $\boldsymbol{\mu}$ – средний размер дефекта по результатам НК, $\boldsymbol{\sigma}$ – дисперсия измерения размера.

В результате получаем вероятность разрушения объекта в виде:

$$Pf(t) = P(\mathbf{a}) \times P(\hat{a}) \qquad (4)$$

Выражение (4) позволяет вычислить вероятность разрушения по результатам ТД и используя рассчитанную зависимость вероятности разрушения от параметров дефектов.

Заключение

Риск-ориентированное ТД возможно реализовывать двумя путями. Первый, – получение информации с использованием НК для установления времени эксплуатации объекта при обнаружении дефектов, имеющих определенные размеры с использованием таблиц типа приведенной на Рис.3 (НП 04-15). Чтобы реализовать это необходимо иметь заранее подготовленные таблицы для каждого объекта. Второй путь предполагает выполнение ТД конкретного объекта и при обнаружении дефектов производят измерение их параметров, вычисление вероятности разрушения объекта с учетом параметров обнаруженных дефектов. В зависимости от величины вероятности разрушения принимают решение о продолжении или прекращении эксплуатации. При известной скорости роста размеров дефектов можно оценить время дальнейшей эксплуатации. И тот и другой путь требуют разработки соответствующих нормативных и методических документов.

Литература

1. ГОСТ Р 55045-2012. Техническая диагностика. Акустико-эмиссионная диагностика. Термины, определения и обозначения.
2. Risk-Based Inspection. Base Resource Document. API Publ. 581. 1st Edition, May 2000.
3. НП-084-15. Правила контроля основного металла, сварных соединений и наплавленных поверхностей при эксплуатации оборудования, трубопроводов и других элементов атомных станций. Утв. Приказом по Ростехнадзору от 07.12.2015 г. № 502.
4. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Научные основы промышленной безопасности / науч. рук. Н.А. Махутов. — М.: МГОФ «Знание», 2019. — 824 с.

УДК 621.83

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ВЫСОКОТОЧНЫХ КУЛАЧКОВЫХ ОПРАВОК ДЛЯ ЗАКРЕПЛЕНИЯ ТОЛСТОСТЕННЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ ИХ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

DEVELOPMENT OF A METHODOLOGY FOR DESIGNING HIGH-PRECISION CAM MANDRELS FOR FIXING THICK-WALLED WORK PIECES DURING THEIR MACHINING

Кажлаев Р.Г.[1] – аспирант, **Блинов Д.С.**[2] – д.т.н., проф., **Гадолина И.В.**[1] – к.т.н., с.н.с.
[1] Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН)
[2]МГТУ им. Баумана
e-mail: ruslan.kazhlaev@mail.ru

Abstract. Cam mandrels are widely used to eliminate the design flaws of a standard device for cutting axisymmetric bushings and rings with medium and high bending stiffness. Comprehensive studies have been carried out to determine the accuracy of the installation and processing of work pieces. A theoretical study and a method for determining the contact pressure diagram in a dimensionless form are given.
Key words: cutting processing, cam mandrels, contact pressure.

Аннотация. Для устранения недостатков конструкции стандартного приспособления для обработки резанием осесимметричных втулок и колец со средней и высокой изгибной жесткостью широко применяются кулачковые оправки. Для определения точностей установки и обработки заготовок проведены комплексные исследования. Приводится теоретическое исследование и методика определения эпюры контактного давления в безразмерном виде.
Ключевые слова: обработка резанием, кулачковые оправки, контактное давление.

Введение

В ранее опубликованных статьях [1, 2] на основе выполненного обзора установлено, что для обработки резанием осесимметричных втулок и колец со средней и высокой изгибной жесткостью широко применяются кулачковые оправки, которые выбраны в качестве объекта исследований. Также были проведены эксперименты, в ходе которых были определены параметры, которые более других влияют на точность обработки заготовок на токарных и круглошлифовальных станках. Среди исследуемых параметров рассматривалось влияние на точность установки и обработки заготовки количества кулачков, радиального зазора между отверстием заготовки и кулачками, метода обработки базового отверстия, силы закрепления.

В нашей стране на кулачковые оправки разработан ГОСТ 31.1066.04–97, но он имеет целый ряд недостатков, конструкция стандартного приспособления и его параметры противоречат рекомендациям, представленным в каталогах западных фирм. Эти противоречия отмечены в справочнике [3]. В указанном ГОСТе отсутствуют данные по точностям установки и обработки заготовок в кулачковых оправках, и не рассмотрено влияние основных параметров для обеспечения заданной точности обработки.

Для устранения недостатков конструкции стандартного приспособления для обработки резанием осесимметричных втулок и колец со средней и высокой изгибной жесткостью широко применяются кулачковые оправки. Для определения точностей установки и обработки заготовок в таких кулачковых оправках и разработки методики их проектирования проведены комплексные исследования. Данная статья посвящена теоретическому исследованию и определению эпюры контактного давления в безразмерном виде.

Цели и задачи

Цель – разработать безразмерную (обладающую общностью) инженерную методику расчета контактных параметров (полуугла контакта, эпюры контактного давления, координаты точки с максимальными эквивалентными напряжениями, значений этих напряжений) при закреплении заготовки с большой изгибной жесткостью в кулачковую оправку с четным числом кулачков.

Для реализации поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Выполнив литературный обзор, выбрать и обосновать теоретическую контактную задачу для выполняемого исследования. Ознакомиться и проанализировать выбранную теоретическую контактную задачу; 2. Используя численный метод конечных разностей, выполнить преобразования интегрально-дифференциальных уравнений контактной задачи И.Я. Штаермана в систему линейных алгебраических уравнений; 3. Разработать программное обеспечение для расчета коэффициентов системы линейных алгебраических уравнений и решения этой системы. Отладить разработанное программное обеспечение и проверить тестовым вариантом.

Постановка задачи.

В расчётах усилия закрепления заготовок принято считать сосредоточенными. Но, детали приспособлений и заготовка не являются абсолютно жесткими телами. Из-за этого усилия закрепления заготовок следует рассматривать как интенсивности сил, приложенных к площадкам конечных размеров. Кулачковые механизмы позволяют существенно увеличить радиальные усилия закрепления заготовки по сравнению с усилием на приводе. Радиальные усилия закрепления определяют напряженно-напряженно деформированное состояние заготовки и ответственных деталей кулачкового механизма. Решение контактной задачи теории упругости позволяет получить информацию о влияние на усилия закрепления следующих факторов: соотношение радиусов кривизны контактирующих тел (кулачков и заготовки), модулей их упругости, ширины и количества кулачков. Решив задачу теории упругости, можно обоснованно выбирать вышеуказанные конструктивные параметры кулачковых механизмов, упрощенный подход же не позволял этого сделать.

Усилия закрепления заготовок в кулачковых механизмах являются ассиметричными. Поэтому чаще всего их используют при обработке более жестких, толстостенных заготовок. Знание реальной эпюры силового взаимодействия кулачкового механизма с заготовкой позволяет предупреждать повреждения базы толстостенной заготовки за счёт обоснованного ограничения осевого усилия на приводе и рационального проектирования оснастки. Приспособления многократного применения должны служить долго и надежно. При упругом контакте закрепленной заготовки с кулачками износ последних связан с соответствующим давлением степенной зависимостью [4].

Эпюра силового взаимодействия кулачкового зажима с закрепленной заготовкой существенно зависит от собственной жесткости последней. Для толстостенных заготовок (радиус базы r_1 соизмерим с толщиной заготовки $h=r_3-r_2$) превалируют контактные деформации в местах закрепления. Расчётная схема для закрепления заготовки четырьмя кулачками представлена на Рис. 1.

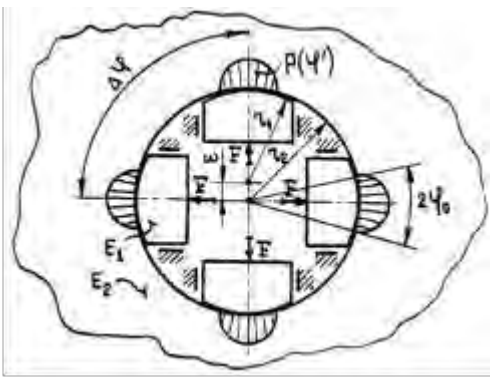


Рис.1. Расчётная схема для определения эпюры контактного давления в стыках «база толстостенной заготовки – кулачки».

На представленном рисунке введены следующие обозначения: F – погонная интенсивность силы на один кулачок, Н/мм; r_2 – радиус отверстия заготовки, мм; r_1 – радиус рабочей поверхности кулачка, мм; r_3 – радиус наружной поверхности заготовки (не показан), мм; $\varepsilon = r_2 - r_1$ – радиальный зазор, мм; E_1 и E_2 – модуль упругости материала кулачка и заготовки, МПа; $p(\varphi')$ – контактное давление, МПа; φ_0 – полуугол контакта, град; $\Delta\varphi$ – угол между кулачками, град; m – количество кулачков; b – ширина кулачка, мм; l – протяженность контакта (не показана), мм.

Так как в конструкциях радиус кривизны кулачков весьма близок к радиусу кривизны базы заготовки, в основу решения целесообразно положить контактную задачу теории упругости для случая «цилиндрический вал – бесконечное тело с цилиндрическим вырезом» в постановке И. Я. Штаермана [5]. Кроме допущений на соотношения радиусов, необходимо принять допущение на то, что кулачки будут являться цилиндрическими телами, а также допущения обычные для задачи плоской деформации теории упругости [6].

Уравнения совместности перемещений сопрягаемых точек кулачка и заготовки, полученные И.Я. Штаерманом [5] для задачи «Сжатие упругих тел, радиусы которых почти равны»:

$$-2(v_1 r_1 + v_2 r_2)\int_{-\varphi 0}^{\varphi 0} p(\varphi')(\cos(\varphi-\varphi')\ln(tg\left(\left|\frac{(\varphi-\varphi')}{2}\right|\right)d\varphi' + (æ_1 r_1 + æ_2 r_2)\int_{-\varphi 0}^{\varphi 0} p(\varphi')(\sin(|\varphi-\varphi'|))d\varphi' - 2v_1 r_1\int_{-\varphi 0}^{\varphi 0} p(\varphi')d\varphi' = a\cos\varphi - (r_2 - r_1)(1-\cos(\varphi) \quad (1)$$

Используя метод суперпозиций, можно составить обобщенное уравнение совместности перемещений точек контактирующих тел под действием всех сил закреплений заготовки:

$$2v_1 r_1 \int_{-\varphi 0}^{\varphi 0} p(\varphi')(\cos(\varphi-\varphi')\ln(tg\left(\left|\frac{(\varphi-\varphi')}{2}\right|\right) - \cos(\varphi)\cos(\varphi')\ln\left(tg\left(\frac{\varphi'}{2}\right)\right)d\varphi' - æ_1 r_1\int_{-\varphi 0}^{\varphi 0} p(\varphi')(\sin(|\varphi-\varphi'|) - \cos(\varphi)\sin(\varphi'))d\varphi' + 2v_1 r_1(1-\cos(\varphi))\int_{-\varphi 0}^{\varphi 0} p(\varphi')d\varphi' + \sum_{i=0}^{\frac{m}{2}-1}(2v_2 r_2\int_{-\varphi 0}^{\varphi 0} p(\varphi')\cos(\varphi-\varphi' - i\,\Delta\,\varphi)\ln\left(\mathrm{tg}\left(\left|\frac{(\varphi-(\varphi'+i\Delta\varphi))}{2}\right|\right)\right) - cos(\varphi)\cos(\varphi'+i\,\Delta\,\varphi)\ln(tg\left(\left|\frac{\varphi'+i\Delta\varphi}{2}\right|\right)d\varphi' - æ_2 r_2\int_{-\varphi 0}^{\varphi 0} p(\varphi')(\sin(|\varphi-(\varphi'+i\,\Delta\,\varphi)|) - \cos(\varphi)\sin(|\varphi'+i\,\Delta\,\varphi|))d\varphi' = (r_2-r_1)(1-\cos(\varphi) \quad (2)$$

Где:

$$v_i = (1-\mu_i)/\pi E_i;\ æ_i = ((1+\mu_i)(1-\mu_i))/2E_i,$$

μ_i – коэффициенты Пуассона контактирующих тел ($\mu_1 = \mu_2 = 0.3$),

φ и φ’ – угловые координаты. Найдя функцию давления p(φ) от угла контакта φ можно из уравнения, равновесия кулачка (цилиндрического тела) можно найти интенсивность силы давления на кулачок:

$$P = r_1 \int_{-\varphi 0}^{\varphi 0} p(\varphi') cos\varphi' d\varphi'$$

Выводы

Выполнен литературный обзор и обоснована контактная задача для выполняемого исследования. Составлено уравнение совместности перемещений точек контактирующих тел теории упругости в параметрическом виде, которое позволит решить контактную задачу в общем безразмерном виде, что будет удобно для составления обобщенной методики. Для реализации составленных уравнений целесообразно использовать метод конечных разностей**.**

Литература

1. Блинов Д.С., Кажлаев Р.Г. Точность установки и обработки заготовок в кулачковых оправках / Справочник. Инженерный журнал. 2022. № 4. С. 3-13. DOI: 10.14489/hb.2022.04. pp.003-013.
2. Блинов Д.С., Кажлаев Р.Г. Высокоточные кулачковые оправки / Справочник. Инженерный журнал. 2022. № 3. С. 8-17. DOI: 10.14489/hb.2022.03. pp.008-017
3. Станочные приспособления: Справочник. В 2-х томах / Ред. совет: Б.Н. Вардашкин (пред.) и др. М. Машиностроение. 1984. 1248 с.
4. Детали машин: Учебник для вузов / Л.А. Андриенко и др.; под ред. О.А. Ряховского. 4-е изд. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2014. 465 с
5. Штаерман И.Я. Контактная задача теории упругости. Москва-Ленинград. Гостехиздат, 1949, 270 с.
6. Демидов С.П. Теория упругости. М.: Высшая школа. 1979. 432 с.

УДК 602.17

НЕРАЗРУШАЮЩИЕ МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ПРИ КРУЧЕНИИ [1]

NON-DESTRUCTIVE METHODS FOR DETERMINING THE STRENGTH PROPERTIES OF METALS UNDER TORSION

Казанкин В.А.[1]– к.т.н., доцент
[1]Волгоградский государственный технический университет
e-mail: kazankin_vmr@mail.ru

Abstract. The paper presents methods developed by the authors for determining the strength properties of carbon and alloy steels, in particular, the yield strength and fatigue strength of the material. The developed methods use dependences that connect the strength properties of the material with the value of plastic hardness, and are based on the laws of elastic-plastic indentation.
Key words: yield strength, endurance limit, torsion, plastic hardness, indentation.

Аннотация. В работе приведены разработанные авторами методики определения прочностных свойств углеродистых и легированных сталей, в частности предела текучести и предела выносливости материала. Разработанные методики используют зависимости, связывающие прочностные свойства материала с величиной пластической твердости, и основаны на закономерностях упругопластического внедрения индентора.
Ключевые слова: предел текучести, предел выносливости, кручение, пластическая твердость, индентирование.

Неразрушающие методы определения прочностных свойств материалов в настоящее время широко описаны в научной литературе. Для расширения разработок в этой области в России создано Российское общество по неразрушающему контролю и технической диагностике. При этом следует отметить, что большинство неразрушающих методов оценки прочностных свойств основаны на ультразвуковом или акустическом исследовании материалов.

Методы неразрушающего контроля путем индентирования так же широко применяются как российскими [1, 2], так и зарубежными [3] исследователями. При этом следует отметить, что индентирование может применяться для определения прочностных свойств металлов и неметаллов. В особенности методы неразрушающего контроля путем индентирования применимы именно к кручению, поскольку пластическая деформация при таком виде нагружения происходит в начале на поверхности и лишь затем происходит деформация в центре детали. Таким образом, именно поверхностный слой дает наибольшую информацию для определения прочностных свойств материалов.

В данной работе была поставлена задача определения зависимости предела текучести и предела выносливости материала при кручении от пластической твердости НД материала [4]. Пластическая твердость не зависит от условий испытания на твердость (приложенной нагрузки и диаметра индентора) и является константой для исследуемого материала. Для разработки указанных методик неразрушающего контроля проанализированы справочные данные работ [5, 6] для получения значений пределов текучести и пределов выносливости сталей.

Из рис. 1, построенного на основании справочных данных, видна прямая зависимость между значениями предела текучести при кручении и величиной пластической твердости материала. Аппроксимация данных рис. 1 позволила получить зависимость для определения предела текучести материала при кручении:

[1] Работа выполнена в рамках конкурса МК-2021 (грант Президента России № МК-84.2021.4).

$$\tau_{кр,Т} = 0{,}158 \cdot НД \quad (1)$$

Как видно из рис. 1, погрешность определения предела текучести при кручении по формуле (1) не превышает 10 % и имеет характер двустороннего разброса.

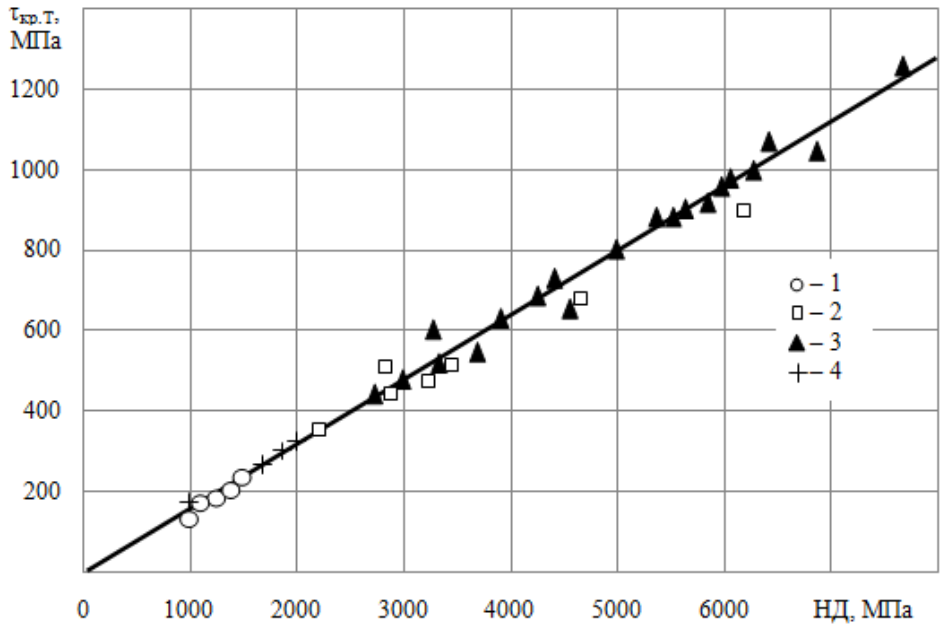


Рис. 1. Зависимость предела текучести при кручении $\tau_{кр,Т}$ от пластической твердости НД сталей: линия – аппроксимация экспериментальных значений, расчет по формуле (1); значки – справочные данные [6]; 1 – углеродистые стали подвергнутые нормализации, 2 – углеродистые стали подвергнутые объемной закалке, 3 – легированные стали, подвергнутые объемной закалке; 4 – легированные стали, подвергнутые нормализации

Из рис. 2, построенного на основании справочных данных, видно, что значения предела текучести при кручении коррелируются с величиной пластической твердости материала. Аппроксимация данных рис. 2 позволила получить зависимость для определения предела выносливости материала при кручении:

$$\tau_{-1} = 0{,}83 \cdot НД^{0{,}714} \quad (2)$$

Как видно из рис. 2, погрешность определения предела текучести при кручении по формуле (1) не превышает 12 % и имеет характер двустороннего разброса.

Следует отметить, что при проведении исследований значения пластической твердости определялись согласно [7] с использованием справочных данных [5] о пределах текучести материалов при растяжении. Однако в условиях практического применения пластическая твердость может быть определена согласно ГОСТу [4] или в условиях пластической деформации индентора согласно работе [8].

Таким образом, в работе приведены неразрушающие методики определения предела текучести и предела выносливости материала при кручении, основанные на закономерностях упругопластического контакта индентора и пластической твердости материала. Сравнение значений, полученных с использованием разработанных методик, со справочными данными показало удовлетворительную погрешность. Использование разработанных методик позволит значительно сократить затраты на контроль прочностных свойств материалов, что является одним из важных факторов в современных условиях производства.

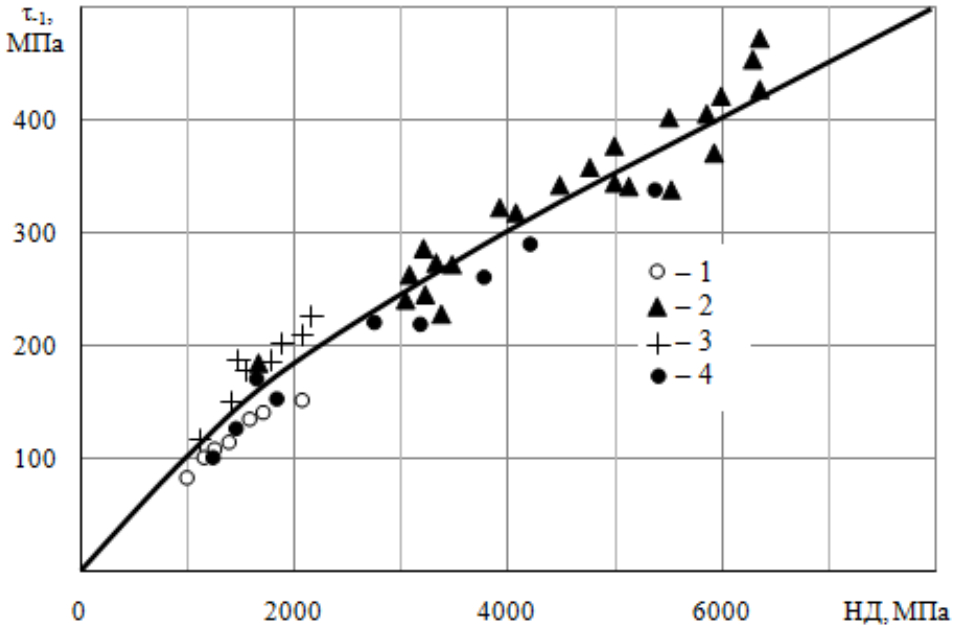


Рис. 2. Зависимость предела выносливости при кручении τ_{-1} от пластической твердости НД сталей: линия – аппроксимация экспериментальных значений, расчет по формуле (2); значки – справочные данные [3]; 1 – углеродистые стали;2 – легированные стали после объемной закалки, 3– легированные стали после нормализации; 4 – углеродистые и легированные стали по справочным данным [7]

Литература

1. Клюев, В. В. О развитии неразрушающего контроля и технической диагностики в России / В. В. Клюев, Б. В. Артемьев // Контроль. Диагностика. – 2014. – №3. – С.45 – 60.
2. Матюнин, В. М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов / В. М. Матюнин. – М.: Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.
3.Ghosh, A. Investigating cube-corner indentation hardness and strength relationship under quasi-static and dynamic testing regimes (Исследование связи твердости при индентировании углом куба и прочности в квазистическом и динамическом режимах испытаний) / A. Ghosh [и др.] // Materials Science and Engineering A. – 2016. – № 677. – P. 534-539.
4. ГОСТ 18835-73. Металлы. Метод измерения пластической твердости.- Введ. 01.01.1974; ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.
5. Анурьев, В. И. Справочник конструктора-машиностроителя. В 3т./В. И. Анурьев; 9-е изд. перераб. и доп./под ред. И.Н. Жестковой. – М.: Машиностроение, 2006. – Т. 1. – 928 с.
6. Биргер, И.А. Расчет на прочность деталей машин. Справочник/И.А. Биргер, Б.Ф. Шорр, Г.Б. Иосилевич. – М.: Машиностроение, 1993.- 640 с.
7. Матлин, М.М. Методы неразрушающего контроля прочностных свойств деталей машин/М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин – М.: Инновационное машиностроение, 2019. – 247 с.
8. Пат. 2488806 РФ, МПК G01N3/42. Способ определения пластической твердости материала образца / Матлин М. М., Мозгунова А. И., Лебский С. Л., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.; ВолгГТУ. – 2013.

УДК 601.767: 621.7.044.5

ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ Ni - 20% СТАЛИ НА ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ПОДЛОЖКЕ[1]

FRICTION TREATMENT OF A COMPOSITE COATING OF Ni - 20% STEEL ON A CYLINDRICAL SUBSTRATE

Калита В.И. – д.т.н., г.н.с., **Комлев Д.И.** – к.т.н., в.н.с., **Радюк А.А.** – к.т.н., м.н.с., **Демин К.Ю.** – к.т.н., с.н.с.
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: imet-lab25@yandex.ru

Abstract. Have developed and investigated process of plasma coatings frictional processing which have been spaying from a powder of a mechanical mix of nickel and 20% steel FeCrMnNiCSi on a cylindrical steel substrate. Processing have executed on the lathe. Key parametres of frictional processing pressure of tools upon a coatings, 15-60 МПа, and linear speed of a coatings at rotation, 0,845-2,827 km/s, define capacity of process, and together with time define value of the performed work. The relation of this work to the track area defines temperature of a coatings to 1149°C which defines possibility of coatings plastic deformation and its border with a substrate.
Keywords: Plasma coatings, friction processing, surface profile, microstructure.

Аннотация. Разработали и исследовали процесс фрикционной обработки плазменных покрытия, напыленного из механической смеси никеля и 20 мас% стали FeCrMnNiCSi на цилиндрическую стальную подложку. Обработку выполняли на токарном станке. Основные параметры фрикционной обработки давление инструментов на покрытие, 15-60 МПа, и линейная скорость покрытия при вращении, 0,845-2,827 м/с, определяют мощность процесса, а вместе со временем определяют значение выполненной работы. Отношение этой работы к площади трека определяет температуру покрытия до 1149°C, которая определяет возможность пластической деформации покрытия и его границы с подложкой.
Ключевые слова: Плазменные покрытия, фрикционная обработка, профиль поверхности, микроструктура.

Газотермические покрытия нашли широкое применение во многих отраслях инженерной практики, машиностроении, авиастроении, медицине. В тоже время при плазменном напылении напыляемые частицы окисляются и раздельно затвердевают на подложке, между частицами формируются поры. Такая структура определяет низкий процент прочной связи в покрытии от 4-25%, что фиксируется по уменьшению модуля упругости. Оба дефекта определяют низкие значения адгезии и когезии покрытия, 10-100 МПа. Повышение механических свойств газотермических свойств покрытий – главная не решенная задача газотермического напыления. Для достижения механических свойств покрытий равных монолитным материалам необходимо сварить напыленные частицы между собой и с подложкой. Известно, что при сварке в твердой фазе необходимо организовать физический контакт между соединяемыми поверхностями и после этого достигнуть между ними определенный уровень химического взаимодействия. За последние 10 лет исследователи выполнили фрикционную обработку (ФО)

[1] Работа поддержана РФФИ, проект № 20-08-00059 А.

газотермических покрытий на плоских подложках. Авторы настоящего доклада ФО упрочняли покрытий, напыленные на цилиндрические поверхности.

Для напыления покрытия использовали механическую смесь порошков никеля, 80 мас.%, марки ПНЭ -1, и 20мас% стали марки 65Х25Г13Н3, состав Fe-24Cr-12Mn-3,2Ni-0,6C-0,52Si. Покрытие напыляли на универсальной плазменной установке УПУ-3д плазмотроном ПП-25 плазмообразующий газ Ar-N с общим расходом 32 л/мин, дуговой разряд с током 350 А и напряжением 50 В. К плазмотрону пристыкована насадка для защиты напыляемых частиц от атмосферы воздуха и более эффективного их нагрева и ускорения в плазменной струе. ФО покрытий выполнили на токарном станке марки 1Е61ПМ. Станок оснастили приспособлением для обработки покрытия двумя инструментами из стали марки Р18М5 с формой контактной поверхностью их торцов повторяющей радиус поверхности покрытия. При ФО использовали скорость вращения подложки с покрытием 560 об/мин, в этом случае мощность ФО повышали увеличением давления инструментов на покрытие с 15 до 60 МПа. Усилие инструментов на покрытие, F, рассчитывали по величине момента сил, $M= F\times r$, где r – радиус подложки. Момент сил рассчитывали с использованием разности величин электрического тока в цепи двигателя токарного станка при нагрузке инструментов на покрытие и без нагрузки. Усилие двух инструментов на покрытие рассчитывали из давления, p, в пневматических цилиндрах и их площади, S: $P_t = 2\ S\times p$. В этом случае нормальное давление инструментов, σ, на покрытие равно: $\sigma = P_t/S_t$, где S_t площадь поверхностей рабочих торцов двух инструментов. Сдвиговые напряжения инструментов на покрытие рассчитывали: $\tau = F/S_t$. Отношение F/P_t в первом приближении дает значение коэффициента трения при ФО. Мощность ФО от обоих инструментов рассчитывали по формуле $N= F\times V_l$, где V_l – линейная скорость покрытия при его вращении. За время эксперимента, t, производиться работа: $A = N\times t$. Предположили, что максимальное значение температуры покрытия зависит от отношения выполненной работы A к площади обработанной поверхности трека Sp_Σ, A/Sp_Σ.

В начальный момент ФО идет процесс устранения рельефа покрытия, мощность 1,2 кВт, последующее деформационное и адгезионное взаимодействие повышает мощность до 1,77 кВт с последующим снижением до 0,96 кВт из – за снижения коэффициента трения вследствие формирования оксидных слоев на поверхности покрытия и торцах инструмента при высокой температуре, 1150 °С (рис.1).

С увеличением отношения *A/Spi* максимальная температура покрытия при ФО повышается (рис. 2).

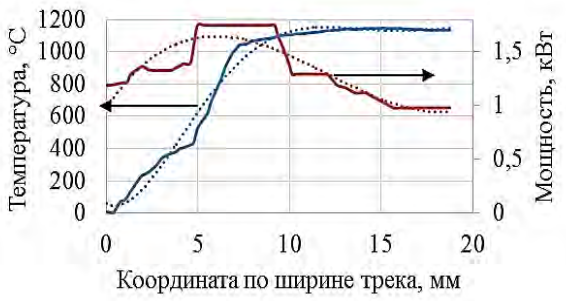


Рис. 1. Температура и мощность при обработке трека с σ= 60 МПа.

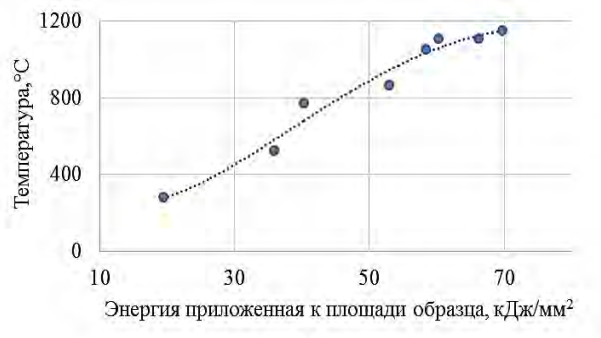
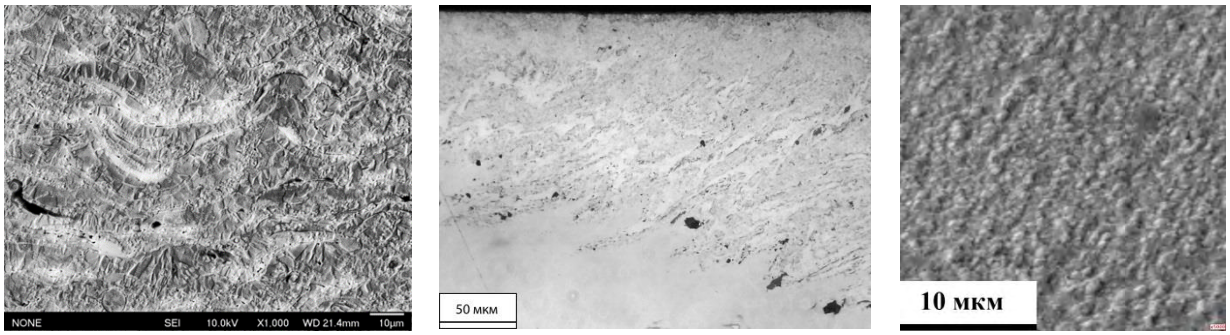


Рис. 2. Зависимость максимальной температуры на треках от отношения A/Spi

Детальные исследования микроструктуры покрытий выполнили на ОЖЭ микроскопе после травления ионами аргона при 3 кВт. При плазменном напылении формируются зерна с формой призмы, высота которой равна толщине частиц и изменяется в пределах 3 - 7 мкм, а поперечный размер этой призмы определяется скоростью охлаждения и изменяется в пределах 1-3 мкм (рис. 3,а). При ФО с давлением инструментов на покрытие 59 МПа микроструктура покрытий характерная для состояния после пламенного напыления отсутствует, полосы деформации в покрытии и на границе с подложкой достигают максимальной длины (рис. 3, б). При ФО напыленные частиц совместно деформируются, включая границы между ними и оксиды на них. Высокая температура ФО, 1149 °С, в условиях напряжений и деформаций приводит к протеканию динамической рекристаллизации с формированием равноосных зерен со средним размером 1 мкм, средний объем зерен после ФО не увеличивается, что можно объяснить наличием диспергированных оксидов, сформировавшихся при напылении (рис. 3, в).



(а) (б) (в)

Рис. 3. Микроструктура поперечный сечения покрытия после: (а) – напыления, (б, в) ФО при σ=59 МПа

Среднее значение микротвердости покрытия по ширине 5 трека, замеренное при нагрузке 200Г, 2,64 ГПа, выше значения, замеренного при нагрузке 20Г, 2,151 ГПа, Н200/Н20 =1,19. Расчет твердости для покрытия Ni-20%стали, исходя из данных предыдущих исследований покрытий никеля и данной стали, дает значение 2,05 ГПа, экспериментальные значения в данном исследовании выше, 2,33 ГПа.

Заключение

Разработали и исследовали процесс фрикционной обработки плазменных покрытий, напыленных из порошка механической смеси никеля с 20 мас% стали на цилиндрическую подложку. Основные параметры фрикционной обработки: давление инструментов на покрытие 15-60 МПа, и линейная скорость покрытия при вращении 0,845 м/с. Они определяют мощность процесса, вместе со временем определяют величину выполненной работы. Отношение этой работы к площади трека определяет температуру покрытия до 1149°С, которая определяет возможность пластической деформации покрытия и его границы с подложкой. Деформационное воздействие разрушает исходную дефектную структуру покрытия, уплотняют ее, микротвердость повышается с 1,8 ГПа в состоянии после напыления до 2,33 ГПа после фрикционной обработки, а микротвердость границы со стальной подложкой 1,98 ГПа соответствует расчетному значению микротвердости, подсчитанному по правилу смесей, на 99%.

УДК 666.3-187

УСТАНОВЛЕНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ «СОСТАВ, ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ФАКТОРЫ SPS СПЕКАНИЯ – ПЛОТНОСТЬ, СВОЙСТВА» КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ SiC

ESTABLISHMENT OF THE RELATIONSHIP "COMPOSITION, TECHNOLOGICAL FACTORS OF SPS SINTERING - DENSITY, PROPERTIES" OF CERAMICS BASED ON SiC

Кардашова Г.Д.[1] - к.ф.-м.н., доцент, **Сафаралиев Г.К.**[2] - д.ф.-м.н., член-корр. РАН
[1]*ФГБОУ ВО Дагестанский государственный технический университет, Махачкала, Россия*
[2]*АО «НИИ «Полюс» им М.Ф. Стельмаха, Москва, Россия*
e-mail: gulya-ka11@yandex.ru,

Annotation. The paper presents the main advantages of the spark plasma sintering (SPS) method for obtaining high-density ceramics based on silicon carbide. It is shown that by varying the content of the starting reagents in the charge, one can significantly influence the patterns of synthesis, density, microstructure, and thus the properties of products.
Key words: spark plasma sintering, silicon carbide, aluminum nitride, yttrium oxide, ceramics, density, porosity, microhardness.

Аннотация. В работе приведены основные преимущества метода искрового плазменного спекания (SPS) для получения высокоплотной керамики на основе карбида кремния. Показано, что, варьируя содержание исходных реагентов в шихте, можно существенным образом влиять на закономерности синтеза, плотность, микроструктуру и тем самым на свойства изделий.
Ключевые слова: искровое плазменное спекание, карбид кремния, нитрид алюминия, оксид иттрия, керамика, плотность, пористость, микротвердость.

Разработка и внедрение энергоэффективных, экономически выгодных технологий получения многофункциональных конструкционных материалов для использования их при создании изделий с увеличенным ресурсом эксплуатации в экстремальных условиях (большой градиент температур, высокая радиация, стойкость к агрессивным средам) является одной из главных задач современного материаловедения. Одним из наиболее твердых материалов, соответствующим столь жестким требованиям, является карбид кремния (SiC). Керамический материал на основе карбида кремния обладает способностью противостоять, не расплавляясь, действию высоких температур и обладает высокой твердостью, благодаря чему его относят к классу высокоогнеупорных и ударопрочных материалов [1,2]. Все больше интерес исследователей к карбидкремниевой керамике проявляется и в ее использовании в качестве конструкционного материала [3-5] в виде износостойких уплотнений, сопел, клапанов, элементов горячей зоны двигателей и установок новых поколений для авиационной и ракетно-космической отрасли.

Известные традиционные методы спекания керамики на основе карбида кремния хотя и позволяют получить керамические материалы с требуемым набором физических свойств, но являются энергозатратными и трудоемкими и не обеспечивают необходимую массовость производства, что делает эти материалы дорогостоящими, несмотря на доступность и относительную дешевизну исходных компонентов.

В настоящей работе проведены экспериментальные исследования закономерностей синтеза керамических материалов на основе карбида кремния и влияние технологических параметров на свойства получаемых экспериментальных образцов. Свойства керамик определяются ее составом, структурой и пористостью, а плотность зависит от технологических параметров получения керамического материала. Поэтому целью

исследования было установление взаимосвязи в ряду «состав и параметры SPS спекания – плотность и свойства» при получении керамики на основе SiC-AlN методом искрового плазменного спекания. Опыты проводили при различных режимах SPS-спекания. В качестве объектов исследования были выбраны следующие системы: SiC (75%)-AlN(25%), SiC (75%)-AlN(18%)-Y_2O_3(7%), SiC (75%)-AlN(22%)-Y_2O_3(3%). Составы после тщательного смешивания содержат в основном фракцию 8-14 мкм. В качестве основных варьированных параметров для плазменного искрового спекания были выбраны следующие параметры:

- температура спекания, ^oC - 1400, 1500, 1600, 1700, 1800;
- давление прессования - 50МПа;
- длительность спекания при рабочей температуре, мин - 3, 6, 9, 12, 15;
- атмосфера – вакуум (остаточное давление 0.5Па – 0.1Па);
- скорость нагрева до максимальной температуры 100 ^oC/мин.

Спекание проводили при приложении постоянного давления к порошку в течение всего времени. Охлаждение образцов проходило свободно в камере.

Используя известные и описанные ранее технологические приемы [6-9], были получены опытные партии образцов керамики различного состава. Показано что, варьируя состав исходных смесей можно существенным образом влиять на параметры синтеза, фазовый состав и микроструктуру конечных продуктов. При синтезе керамических материалов в смесевых гетерогенных системах установлено, что добавление оксида иттрия значительно увеличивает плотность керамики на основе SiC-AlN до 3,25 г/см^3, что составляет (98,5 % ТП), что значительно превышает значения плотности для керамики, полученной горячим прессованием при таких температурах и составах [10,11]. Изучение кинетики спекания показало, что процесс уплотнения керамики SiC-AlN без Y_2O_3 значительно зависит от времени выдержки на режиме, в то время, как для состава SiC(75%)-AlN(22%)-Y_2O_3(3%) плотность образцов меняется незначительно. В то же время установлено, что для керамики SiC-AlN оптимальной является добавка Y_2O_3 - 7 мас.%. Увеличение концентрации активирующей добавки Y_2O_3 в процессе спекания при температурах выше 1700 ^oC приводит к росту испарения оксидов и возрастанию их взаимодействия с карбидом кремния, что уменьшает плотность SiC-материала.

Установленные оптимальные режимы SPS для спекания многокомпонентной керамики состава SiC(75%)-AlN(22%)-Y_2O_3(3%) (1800°C / 50МПа / 15 мин на режиме) обеспечивают формирование 100%-плотного композита, значение микротвердости которого составило 26,7 ГПа.

Изучена температуропроводность образцов керамики различного состава, полученных при температуре спекания 1800 ^oC и времени на режиме 6 мин. Установлено, что добавление оксида иттрия увеличивает температуропроводность керамики на основе SiC-AlN.

Из полученных образцов был отобран образец с высокой плотностью для изучения упругих свойств при комнатной температуре методом резонансной ультразвуковой спектроскопии (RUS). Так как для исследуемой керамики характерен ковалентный тип межатомных взаимодействий, то она будет проявлять максимальную прочность и минимальную сжимаемость. Для образца с наибольшей плотностью получено значение модуля Юнга 298,04 ГПа, коэффициент Пуассона- 0,2367 и объемный модуль упругости - 188,6 ГПа.

Таким образом, применение метода SPS обеспечивает получение высокоплотных керамических материалов, а сам процесс спекания является энергоэффективным и экономически выгодным.

Представленные результаты показывают, что спарк–плазменным методом из порошка микронной фракции могут быть получены высокоплотные образцы керамики на основе карбида кремния с высокой (до 100%) плотностью, что открывает перспективы широкого применения метода SPS для экономичного производства высококачественных

керамических изделий из карбида кремния заданного состава с прогнозируемыми свойствами. Исследования этих перспективных результатов продолжаются, и ведутся эксперименты с более мелкодисперсным сырьем.

Литература:

1. Белогурова О.А., Саварина М.А., Шарай Т.В. Плотные огнеупоры из карбидизированных гранул. Новые огнеупоры. 2015;(5). С. 43-47.
2. С.Н. Перевислов, И.А. Беспалов. Ударопрочные керамические материалы на основе карбида кремния. Письма в ЖТФ, 2017, том 43, вып. 15. С.73-78.
3. К. Н. Филонов, В. Н. Курлов, Н. В. Классен, В. М. Самойлов, А. Н. Водовозов. Новая профилированная керамика на основе карбида кремния. Известия РАН. Серия Физическая, 2009, том 73, № 10. С. 1460–1462.
4. Климов А. К., Климов Д. А., Низовцев В. Е., Ухов П. А. Эффективность применения наноструктурных композиционных материалов и изделий из них в авиационной промышленности. Электронный журнал «Труды МАИ». Выпуск № 67 www.mai.ru/science/trudy/
5. А. Л. Майстренко, В. Г. Кулич, В. Н. Ткач. Формирование высокоплотной структуры самосвязанного карбида кремния. Сверхтвердые материалы, 2009, № 1. С. 18-35.
6. Райченко А.И. Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока - М.: Металлургия, 1987. 128 с.
7. Болдин М.С. Физические основы технологии электроимпульсного плазменного спекания: Учебно-методич. пособие. Нижний Новгород: Нижегород. гос. ун-т. 2012. 59 с.
8. Tokita M. Spark plasma sintering (SPS) method, systems and applications. In: Handbook of Advanced Ceramics. Chapter 11.2.3. 2013. P. 1149–1177.
9. Билалов Б.А., Кардашова Г.Д., Магомедова Е.К., Ахмедов Р.Р. Особенности технологии формирования керамики на основе карбида кремния методом электроимпульсного спекания. Фундаментальные проблемы радиоэлектронного приборостроения. 2010. Т. 10. № 1-2. С. 176-178.
10. Кардашова Г.Д. Процессы спекания и электрофизические свойства керамики на основе карбида кремния с активирующими добавками: диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук: 01.04.07. Махачкала, 2004. - 159 с.
11. G D Kardashova and Sh Sh Shabanov. Technological features of receiving and research of high density ceramic materials on the basis of silicon carbide. 2019 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 525 012020.

УДК 520.6+621

ПОЛУЧЕНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЛУННОГО РЕГОЛИТА С ПОМОЩЬЮ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ[1]

ADDITIVE TECHNOLOGY APPLICATION TO THE MANUFACTURING OF UNITS USING LUNAR REGOLITH MATERIAL

Ким А.А. – м.н.с., **Лысенко А.М.** – м.н.с., **Томилина Т.М.** – к.т.н., зав. лабораторией
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: kim@imash.ac.ru

Abstract. The paper presents the testing of selective laser melting technology in relation to the task of creating objects of complex geometry from lunar regolith. The natural properties of regolith, which are crucial for the process of melting and obtaining a product of a given geometry, are discussed. The first samples obtained in laboratory experiment from a lunar regolith simulator on an industrial 3-D printer using this technology are presented.
Key words: selective laser melting, lunar regolith.

Аннотация. В работе представлено тестирование технологии селективного лазерного сплавления применительно к задаче создания объектов сложной геометрии из лунного реголита. Обсуждаются природные свойства реголита, которые являются определяющими для процесса сплавления и получения изделия заданной геометрии. Представлены первые образцы, полученные в лабораторных условиях из имитатора лунного реголита на промышленном 3-D принтере по этой технологии.
Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, лунный реголит.

Свойства лунного реголита были детально изучены в период 1970-1980 годов на образцах, доставленных с Луны на Землю советскими автоматическими станциями и американскими пилотируемыми кораблями «Аполлон». Было установлено, что прямых аналогов такого грунта на Земле нет, поэтому для лабораторных исследований были созданы имитаторы реголита, близкие по составу к природным образцам. Было также обнаружено, что состав грунта зависит от того в каком месте и с какой глубины от поверхности конкретный образец взят, что проявляется в различии его физико-механических и тепловых свойств. Например, морские районы обогащены титаном и железом, в то время как горные районы богаты кальцием и алюминием, см. обзор [1].

До недавнего времени эти результаты не были востребованы, но в последние годы стала активно обсуждаться идея создания обитаемых баз на Луне, которая вполне может стать реальностью. Ряд стран, в том числе Россия, уже объявили о планах осуществить несколько крупных лунных проектов, включая и пилотируемые экспедиции, с целью изучения физических условий на лунных полюсах, где по последним данным найдена вода [2]. Наиболее вероятным местом освоения рассматривается Южный полюс [3]. Однако, для построения даже простейшей инфраструктуры требуется доставка на Луну материалов с использованием тяжелых ракетоносителей, поэтому появились предложения и даже проекты (например, «ATHLETE», 2011г. и «Moonrise», 2019г.) по использованию для этих целей природных материалов и соответственно новых технологий [4]. Среди технологий особое внимание обратили на Селективное Лазерное Сплавление (СЛС) [5]. Одновременно в печати появилась информация о разработке ряда имитаторов реголита, как морского, так и материкового, с различными характеристиками под конкретные исследовательские задачи [6] и публикации по применению технологии СЛС для сплавления имитаторов реголита в Земных условиях [7]. Основное направление исследований - изучались различные режимы по сплавлению симулянта лунного реголита

[1] Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-22-00840.

для определения оптимального режима сплавления на конкретной установке, например, в работе [8], где использовался имитатор NU-LHT-2 M и установка с волоконным лазером Yb:YAG (1070 нм) с максимальной мощностью 250 Вт. В других работах обсуждаются технологические вопросы, например, предварительной подготовки порошка, выбор подложки на платформе построения и др. По существующим работам по сплавлению различных симулянтов видно, что подавляющее количество полученных образцов было сплавлено из симулянта реголита морского типа. С точки зрения технологического процесса СЛС трудно сказать есть ли существенная разница для симулянтов морского или материкового реголита, так как эксперименты выполнялись в разных условиях, а прямого сравнения не проводилось. Так что развитие новых аддитивных технологий с одной стороны и активный процесс «возвращения человека на Луну» - с другой, поставили ряд новых научных задач в области материаловедения.

В ИМАШ РАН в рамках проекта РНФ выполняются исследования по нескольким направлениям: по разработке математических моделей, по разработке методики применения технологии СЛС для получения изделий из реголита, по свойствам имитатора в качестве исходного материала для СЛС с учетом возможности применения тех или иных результатов в космосе. Выполненные лабораторные эксперименты подтвердили принципиальную возможность получения образцов заданной геометрии из реголита по технологии СЛС. В качестве исходного материала использовались два типа порошка: лабрадорит, имитирующий материковый реголит, и габбро-диабаз, имитирующий морской реголит, с размером фракций от 0 до 0,2 мм. Химические и гранулометрические свойства лабрадорита в сравнении с реголитом приведены на Рис. 1.

	Аполлон-16	Лабрадорит
SiO_2	45,2	50,9
TiO_2	0,53	1,69
Al_2O_3	27,4	21,04
$FeO + Fe_2O_3$	4,16	8,6
MnO	0,06	0,09
MgO	4,27	2,83
CaO	16,6	9,76
Na_2O	0,47	3,7
K_2O	0,111	0,88
P_2O_5	0,12	0,20
Cr_2O_3	0,11	-
LOI	-	0,23

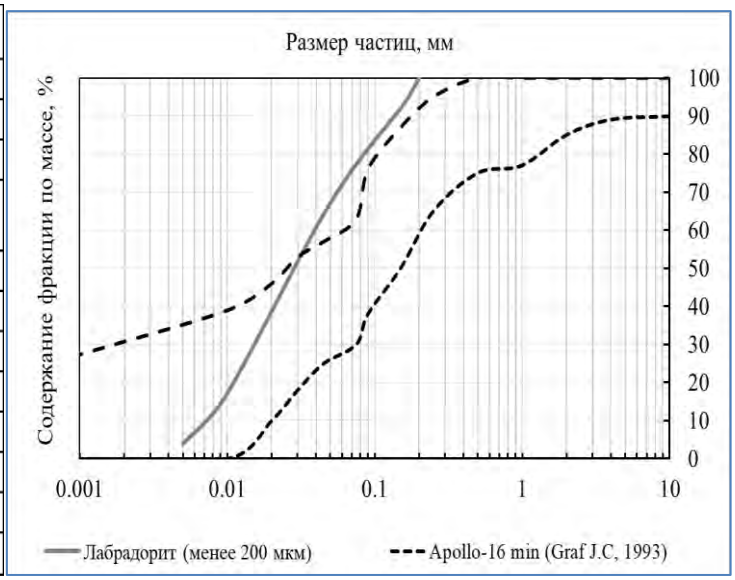


Рис.1. Химический (слева) и гранулометрический (справа) составы реголита и лабрадорита

Для лабораторного эксперимента была выбрана промышленная установка с непрерывным волоконным лазером малой мощности и небольшой платформой построения, допускающая ручной режим управления на определенных этапах. Порошок лабрадорита предварительно просеивался с размерами фракций 0-0,01мм по требованиям технологии.

План эксперимента состоял из пяти этапов:

1) Прожиг одиночных треков на разных режимах лазера. Определение наилучших режимов с отсутствием значимых дефектов: несплавление порошка с подложкой, образование шариков на всей длине трека, неровность трека.

2) Прожиг одиночных слоев толщиной 0,25 мм на тех же режимах. Определение наилучших режимов с отсутствием значимых дефектов: несплавление порошка с подложкой, сильная шероховатость, образование шариков.
3) Многослойное сплавление с толщиной слоя 0,25 мм на выбранных режимах на этапе 2. Определение оптимального режима сплавления, соответствующего минимальной пористости и возможности сплавления образов высотой более 5 мм.
4) Сплавление образца простой геометрии на оптимальном режиме, выбранном на этапе 3.
5) Сплавление образца сложной геометрии.

Начальные параметры режима сплавления выбирались из диапазона, полученного из простой математической модели процесса сплавления. Оптимальный режим с параметрами 80Вт и 175мм/с определился на этапе 3 по девяти образцам, Рис.2 (слева), с учетом отсутствия сильной пористости и возможности сплавления образца определенной высоты. На этом оптимальном режиме было получено 3 образца лабрадорита с размерами 15х15мм^2 и высотой 9 мм и один образец более сложной геометрии, Рис. 2 (справа).

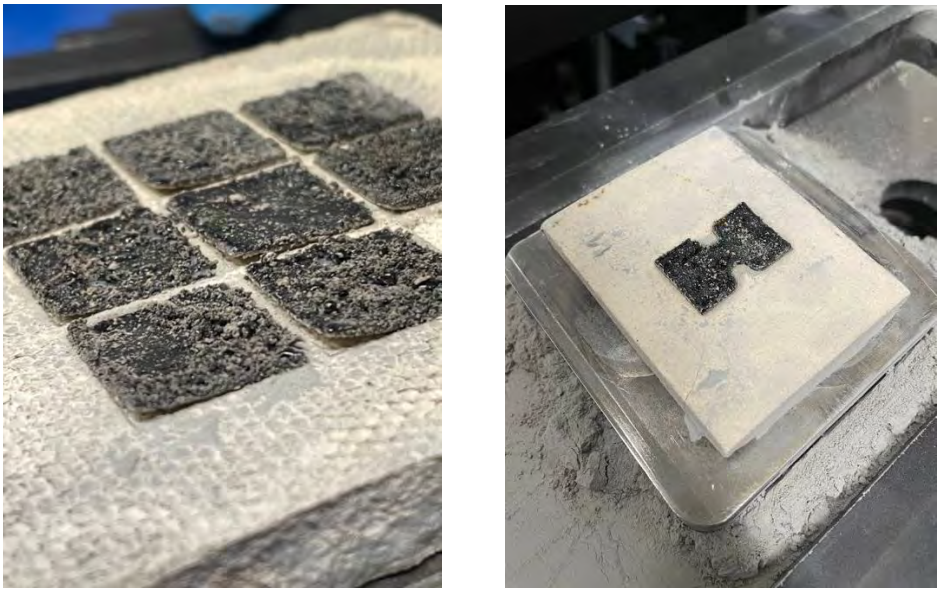


Рис.2. Сплавленные образцы простой геометрии (слева) и сложной геометрии (справа)на оптимальном режиме СЛС

Аналогичный эксперимент был проведен и с другим имитатором лунного реголита – габбро-диабазом, при этом не было выявлено различий в процессах сплавления и режимах, необходимых для получения конечной детали.

Выполненные исследования по сплавлению имитатора лунного реголита по аддитивной технологии СЛС в рамках лабораторных экспериментов подтвердили принципиальную возможность ее использования для получения конструктивных элементов из реголита без специальных добавок. Были определены основные свойства природного реголита, которые влияют на процесс сплавления и получены первые образцы заданной простой геометрии. В то же время выявленные трудности в реализации поставленной задачи (обеспечение нанесения равномерного слоя) показали необходимость дополнительных детальных исследований свойств лунного реголита, для которого нет земных аналогов, с одной стороны, и особенностей технологии селективного лазерного сплавления, для которой исходным материалом является специально приготовленный металлический порошок, с другой. Результаты исследований в этих направлениях позволят выявить определенные закономерности, разработать теоретические модели и прогнозировать свойства конечного изделия в лунных условиях.

Литература

1. *Слюта Е.Н.* Физико-механические свойства лунного грунта (обзор)//Астрономический вестник.2014. Т.487 №5. С.358-382.

2. *Mitrofanov, I.G. et al.*, Hydrogen Mapping of the Lunar South Pole Using the LRO Neutron Detector Experiment LEND // Science 2010 330 (6003): 483–486.

3. *Митрофанов И.Г., Зеленый Л.М., Третьяков В.И., Калашников Д.В.*, Луна – 25: первая полярная миссия на Луну // Астрономический вестник, 2021, том 55, №6, с. 497-508

4. *Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н.* Аддитивные технологии в машиностроении [Текст]// СПб ПУ- 2013г. - С.223.

5. *Smelov V.G., Sotov A., Agapovichev A. and Tomilina T.* (2016). Selective Laser Melting of Metal Powder of Steel 3161 // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 142. 012071. DOI: 10.1088/1757-899X/142/1/012071.

6. *Taylor L.A., Pieters C.M. and Britt D.* Evaluations of Lunar Regolith Simulants // Planetary and Space Science. 2016. V.126. P.1-7.

7. *Farries K.W., Visintin P., Smith S.T. et al.* Sintered or melted regolith for lunar construction: state-of-the-art review and future research directions // Construction and Building Materials. 2021. V.296.

8. *Caprio L., Demir A.G., Previtali B., Colosimo B.M.* Determining the feasible conditions for processing lunar regolith simulant via laser powder bed fusion // Additive Manufacturing. 2020. V 32.

УДК 621.787.6.004

ВЛИЯНИЕ ВОЛНОВОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ[1]

INFLUENCE OF WAVE STRAIN HARDENING ON FATIGUE STRENGTH OF WELDED JOINTS

Киричек А.В.[1] – д.т.н., проректор по перспективному развитию,
Хандожко А.В.[1] – д.т.н., профессор кафедры МСиИ,
Баринов С.В.[2] – к.т.н., доцент кафедры ТМС,
Яшин А.В.[2] – к.т.н., заведующий кафедрой ТМС
[1]Брянский государственный технический университет
[2]Владимирский государственный университет
e-mail: avk.57@yandex.ru

Abstract. The results of studies of the efficiency of wave work hardening (WSH) of steel welded joints operating in the area of low-cycle fatigue are presented. As a result of a comparative experiment performed on a Torsion10 servo-hydraulic testing machine, the behavior of the material under symmetrical loading conditions in cyclic twisting was investigated. The number of cycles to destruction was determined. The effectiveness of the use of VDU for increasing the fatigue strength of welds is shown.
Key words: low-cycle fatigue strength, twisting, hardening, strain wave, weld.

Аннотация. Приведены результаты исследований эффективности волнового деформационного упрочнения (ВДУ) стальных сварных соединений, работающих в области малоцикловой усталости. В результате сравнительного эксперимента, выполненного на серво-гидравлической испытательной машине Torsion10, исследовалось поведение материала в условиях симметричного нагружения при циклическом скручивании. Определяли число циклов до разрушения. Показана эффективность применения ВДУ для повышения усталостной прочности сварных швов.
Ключевые слова: малоцикловая усталостная прочность, скручивание, упрочнение, волна деформации, сварной шов.

Повышение усталостной прочности сварных швов является актуальной проблемой машиностроения. Необходимость дополнительного воздействия на сварное соединение после его получения связано со снижением прочностных свойств зоны термического влияния (сварного шва и околошовной зоны) из-за выгорания химических элементов металла, быстрого локального нагрева и охлаждения металла, и как следствие, появления значительных растягивающих напряжений [1,2].

Для повышения долговечности металла в зоне термического влияния и снижения остаточных напряжений в основном металле и в сварных швах, применяют различные технологические способы: термическая обработка, старение, поверхностное пластическое деформирование (ППД) и т.д. Применение традиционных способов, для улучшения усталостно-прочностных свойств зоны термического влияния – термической обработки и старения, характеризуется значительными временными и энергетическими затратами и имеет определенные ограничения, связанные с габаритными размерами обрабатываемого изделия. Среди методов ППД, для обработки сварных швов и околошовных зон сварного соединения, применяются ультразвуковая и виброударная обработки, обкатывание и т.д.

По сравнению с другими методами ППД волновое деформационное упрочнение (ВДУ) имеет более широкие технологические возможности по формированию упрочненного поверхностного слоя, позволяет обеспечивать высокую степень (до 150%) и

[1] Работа поддержана РНФ, проект № 22-29-01460.

большую глубину упрочнения (более 6…10 мм) [3]. Особенностью способа является генерирование волн деформации в ударной системе с промежуточным звеном и сообщении их в очаг деформации, с целью упрочнения ответственных поверхностей деталей машин. Эффективность способа обеспечивается за счет практически полного использования энергии волны деформации, генерируемой в ударной системе, на упругопластическую деформацию упрочняемого материала. В зависимости от требуемых параметров упрочнения поверхностного слоя, формируется ударный импульс требуемой амплитуды и длительности, подбираются материал и геометрические параметры элементов ударной системы. За счет управления параметрами волны деформации появляется возможность получать не только равномерно упрочненный поверхностный слой, но и гетерогенно упрочненные области [3]. Ранее проведенные исследования доказали эффективность применения ВДУ для повышения сопротивления контактному выкрашиванию [4]. Однако исследования влияния ВДУ на изменение усталостной прочности сварных соединений ранее не проводились.

Целью данной работы является исследование возможности повышения усталостной прочности сварных швов волновым деформационным упрочнением.

Для проведения исследований использовалась серво-гидравлическая испытательная машина Torsion 10 кНм (рис. 1). Torsion 10 позволяет производить статическое и усталостное нагружение кручением с помощью высокомоментного гидромотора. Исследовалось поведение материала, работающего в области малоцикловой усталости (не более $5*10^4$; циклов) в условиях симметричного нагружения при циклическом скручивании. Оценивали число циклов нагружения до разрушения. Испытания выполнялись при постоянном крутящем моменте, рассчитанном исходя из размеров образца и предела прочности материала на кручение.

В качестве образцов использовались пластины размерами 150*80*7(9) мм, как со сварными швами, так и без них, изготовленные из сталей 09Г2С, 10ХСНД, 30ХГСА. Выбор марок сталей обоснован их широким применением для изготовления сварных изделий. ВДУ сварного шва и околошовной зоны проводилось с энергией 150 Дж с частотой ударов 10 Гц и с режимами, соответствующими изменению коэффициента перекрытия K=0,3. Коэффициент перекрытия К является величиной, позволяющей оценивать равномерность перекрытия пластических отпечатков ударов инструмента при ВДУ. Диапазон изменения K составляет от 0 до 1: при $K = 0$ отпечатки не перекрываются, края отпечатков граничат друг с другом; при $K = 1$ происходит полное перекрытие отпечатков [3]. В качестве инструмента, при ВДУ использовался стержневой ролик диаметром 10 мм и шириной 40 мм. После ВДУ выполнялась шлифовка поверхности образцов для удаления отпечатков ударов инструмента.



Рис.1 – Общий вид стенда.

Этапы разрушения и режимы нагружения выбранных материалов после ВДУ представлены на рисунках 2-4. Согласно полученным данным, на всех рассматриваемых материалах, образование трещины происходит не в сварном шве, а в околошовной зоне. Сравнительный анализ числа циклов, при которых произошло разрушение образцов без сварных швов, со сварными швами и сварными швами после ВДУ представлен на рисунке 5.



Рис.2 Этапы разрушения образца из стали 10ХСНД толщиной 7 мм (нагрузка 115Нм; частота нагружения 0,14 Гц).



Рис.3 Этапы разрушения образца из стали 09Г2С толщиной 9 мм (нагрузка 250 Нм; частота нагружения 0,15 Гц).



Рис.4 Этапы разрушения образца из стали 30ХГСА толщиной 7 мм (нагрузка 190 Нм; частота нагружения 0,15 Гц).

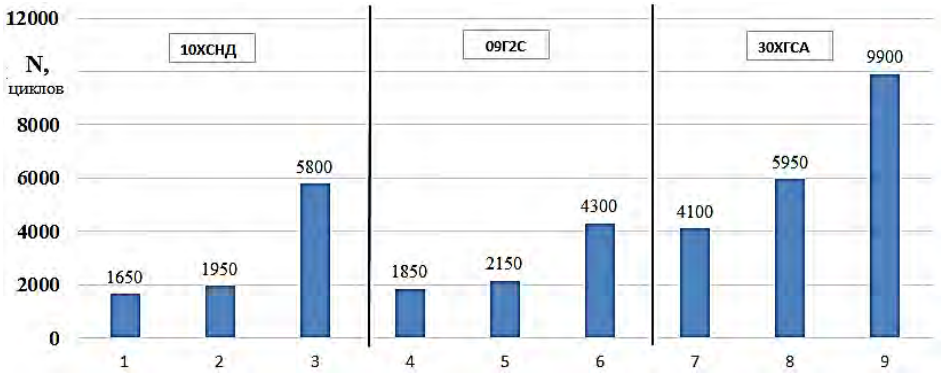


Рис.5 Результаты исследований усталостной прочности сталей, где: 1,4,7 – образец без шва; 2,5,8 – образец со сварным швом без ВДУ; 3,6,9 – образец со сварным швом, упрочненным ВДУ.

На основании полученных данных установлено, что наличие сварного шва способствует повышению усталостной прочности образцов из сталей: 10ХСНД; 09Г2С; 30ХГСА в 1,18; 1,16; 1,45 раза, соответственно. Волновое деформационное упрочнение сварных швов сопровождается увеличением их усталостной прочности, по сравнению с необработанными сварными швами, в 1,6…3 раза в зависимости от марки стали. Для сталей: 10ХСНД; 09Г2С; 30ХГСА в 2,97; 2; 1,66 раза, соответственно.

Литература

1. Шинкарев А.С. Повышение качества поверхностного слоя сварных швов на основе совершенствования ультразвуковой ударной обработки: диссертация ... кандидата технических наук : 05.02.07, 05.02.08 / Шинкарев Артем Сергеевич; [Место защиты: Ижев. гос. техн. ун-т].- Ижевск, 2010.- 146 с.

2. Аборкин А.В. Исследование и прогнозирование долговечности деталей машин со сварными соединениями : диссертация ... кандидата технических наук : 05.02.02 / Аборкин Артемий Витальевич; [Место защиты: Владимир. гос. ун-т].- Владимир, 2010.- 175 с.

3. Киричек, А.В. Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, А.Г. Лазуткин. - М.: Машиностроение, 2004. – 288 с.

4. Kirichek, A.V. Increasing durability by deformational hardening under the conditions of back-to-back endurance by creating heterogeneous patterns / A.V. Kirichek, S.V. Barinov, A.V. Yashin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Tomsk, 01–04 декабря 2015 года. – Tomsk: Institute of Physics Publishing, 2016. – P. 012158. – DOI: 10.1088/1757-899X/124/1/012158.

УДК 629.7.017

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ СТОЕЧНЫХ ВЕСОВ

DETERMINATION OF CRITICAL STRUCTURAL ELEMENTS OF RACK SCALES

Коваль С.В.[1] – д.т.н., г.н.с., **Ерофеев М.Н.**[1] – д.т.н., проф., зав. лабораторией,
Бодунов Д.М.[1] – к.ф.м.н., с.н.с.
[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

При взвешивании воздушных судов происходит нагружение узлов, стыкующих весы с узлами взвешиваемого судна, напряженно-деформированное состояние которых влияет на общую безопасность проведения работ по взвешиванию. Высокая ответственность конструкции данных узлов требует детального анализа напряженно-деформированного состояния узла, состоящего из множества элементов (включая подшипники, резьбовые соединения и т.д.). Исследование надежности и оценка ресурса данных узлов является актуальной ответственной задачей.

Возможности современных методов вычислительной математики и механики позволяют осуществить проведение многофакторного численного эксперимента, выбрать оптимальное конструктивное решение, оценить надежность и предполагаемый ресурс конструкции.

Разработка математической модели выявления наиболее нагруженных элементов является основной задачей, позволяющей в дальнейшем использовать модель как методику для оценки напряженно-деформированного состояния узлов на любые воздействия, возникающие, в т.ч. в аварийных ситуациях.

1. Теоретические основы разрабатываемой математической модели

Уравнения движения в форме Лагранжа:

$$\rho\frac{du}{dt}=\frac{\partial\sigma_{xx}}{\partial x}+\frac{\partial\sigma_{xy}}{\partial y}+\frac{\partial\sigma_{xz}}{\partial z}+F_x$$

$$\rho\frac{dv}{dt}=\frac{\partial\sigma_{yx}}{\partial x}+\frac{\partial\sigma_{yy}}{\partial y}+\frac{\partial\sigma_{yz}}{\partial z}+F_y$$

$$\rho\frac{dw}{dt}=\frac{\partial\sigma_{zx}}{\partial x}+\frac{\partial\sigma_{zy}}{\partial y}+\frac{\partial\sigma_{zz}}{\partial z}+F_z$$

где ρ – плотность среды, F – массовые силы.

Если за «+» принять сжатие, тогда $\frac{du}{dt}=-\left(\frac{\partial\sigma}{\partial x}+...\right)$

Соотношения Коши:

$$\frac{\partial\varepsilon_{xx}}{\partial t}=\frac{\partial u}{\partial x};\ \frac{\partial\varepsilon_{yy}}{\partial t}=\frac{\partial v}{\partial y};\ \frac{\partial\varepsilon_{zz}}{\partial t}=\frac{\partial w}{\partial z},$$

$$\frac{\partial\varepsilon_{xy}}{\partial t}=\frac{1}{2}\left(\frac{\partial v}{\partial x}+\frac{\partial u}{\partial y}\right);\ \frac{\partial\varepsilon_{xz}}{\partial t}=\frac{1}{2}\left(\frac{\partial w}{\partial x}+\frac{\partial u}{\partial z}\right);\ \frac{\partial\varepsilon_{zy}}{\partial t}=\frac{1}{2}\left(\frac{\partial w}{\partial y}+\frac{\partial v}{\partial z}\right),$$

$$J_2=\frac{1}{6}\left[\left(\sigma_{xx}-\sigma_{yy}\right)^2+\left(\sigma_{xx}-\sigma_{zz}\right)^2+\left(\sigma_{yy}-\sigma_{zz}\right)^2\right]+\sigma_{xy}^2+\sigma_{xz}^2+\sigma_{yz}^2$$

второй инвариант девиатора тензора напряжений.

Соотношения между напряжениями и деформациями в упругости (Закон Гука). **Если $J_2<F$, $\lambda\equiv 0$ – упругость.**

$$\sigma_1 = E(\varepsilon_1 - \mu(\sigma_2 + \sigma_3);$$
$$\sigma_2 = E(\varepsilon_2 - \mu(\sigma_1 + \sigma_3);$$
$$\sigma_3 = E(\varepsilon_3 - \mu(\sigma_2 + \sigma_1).$$

Соотношения между напряжениями и деформациями при наступлении пластических деформаций:

Условие пластичности для $\lambda>0$

$$\frac{1}{2}S_{ij}S_{ij} = J_2; \quad J_2 = F(\sigma)$$

Уравнение состояния:

$$\frac{\partial\varepsilon}{\partial t} = g(\sigma - f(\varepsilon)) + \begin{cases} \frac{1}{E(\varepsilon)}\frac{\partial\sigma}{\partial t};\frac{\partial\sigma}{\partial t} \geq 0 \\ \frac{1}{E_*(\sigma,\varepsilon)}\frac{\partial\sigma}{\partial t};\frac{\partial\sigma}{\partial t} < 0 \end{cases}$$

Закон деформирования при сдвиге:

$$\frac{d\tilde{S}_{ij}}{dt} + \lambda_0 S_{ij} = 2G\left(\dot{\varepsilon}_{ij} - \frac{1}{3}\delta_{ij}\dot{\varepsilon}\right)$$

Соотношения пластического течения Прандтля–Рейса. В левой части выражения – производная Яуманна $\frac{d\tilde{S}_{ij}}{dt}$.

Компоненты сдвига:

$$\left(\left[2G\left(\dot{\varepsilon}_{ij} - \frac{1}{3}\delta_{ij}\dot{\varepsilon}\right) = \frac{dS_{ij}}{dt} + \lambda S_{ij}\right]\cdot S_{ij}\right)$$

$$\lambda = \frac{2GW - F'(\sigma)\cdot\frac{d\sigma}{dt}}{2F}$$

-для изотропного упрочнения;

$$\dot{\lambda} = \frac{\xi_{ij}\dot{\sigma}_{ij} - bF\dot{\sigma}}{F^2\varphi'\left(\varepsilon_{eqv}{}^p\right)}.$$

-для трансляционного (кинематического) упрочнения;

$$\varepsilon = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3}{3};\ \sigma = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}.$$

$S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma$; J_2 – второй инвариант.

$$W = S_{ij} \cdot \dot{\varepsilon}_{ij} = (\sigma_{ij} - \sigma)\frac{d\varepsilon_{ij}}{dt}.$$

Выражение для производной Яуманна $\frac{d\tilde{S}_{ij}}{dt}$:

$$2\omega_{ij} = \frac{\partial v_j}{\partial x_i} - \frac{\partial v_i}{\partial x_j}$$

$$\frac{d\tilde{S}_{ij}}{dt} = \frac{dS_{ij}}{dt} - S_{ik}\omega_{jk} - S_{jk}\omega_{ik}$$

2. Исследование напряженно-деформируемого состояния узла взвешивания для ИЛ-76

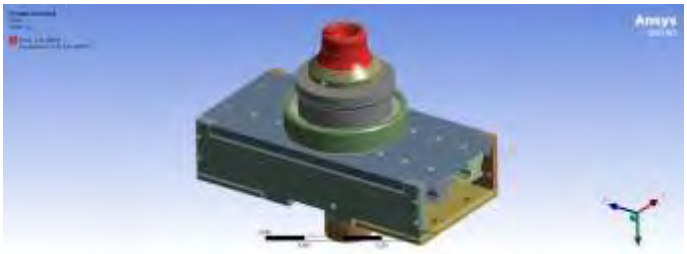


Рис.1. Исследуемый узел в конечно-элементной программной среде Ansys (Modeling).

Таблица 1. Характеристики конструкционного материала при 20 C^0

Марка стали	E **– модуль упругости нормальный, ГПа**	G **- модуль упругости при сдвиге кручением, ГПа**	ρ **– плотность, кг/м^3**	ν **– коэффициент Пуассона**	**предел текучести, МПа**
35 ХГСА	215	83	7850	0,295180	1200
40 Х	214	85	7850	0,258823	480
40	212	82	7850	0,2926829	340
10	210	78	7856	0,32051282	206

Таблица 2. Геометрические и силовые параметры для воздушного судна.

Название изделия	**Площадь поверхности**	**Давление вертикальное в Па**	**Давление горизонтальное в Па**
RTN_68t	1,156e-002 m²	32889552	120000

Поверхностная сила от веса самолета: 380200 Н

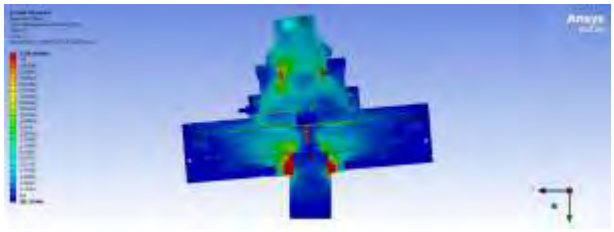


Рис 2. Эквивалентные напряжения по Мизесу

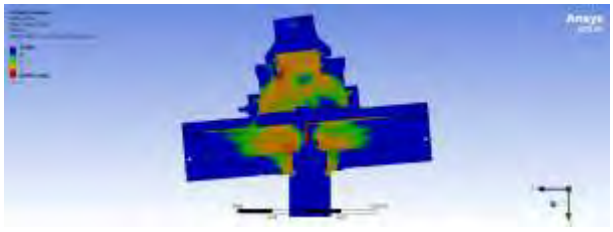


Рис. 3. Превышение предела текучести для сдвиговых напряжений

Конструктивной особенностью данного узла подвешивания является наличие подшипников качения, испытывающих значительные нагрузки. Ниже приведены результаты исследования НДС подшипников.



Рис. 4. Превышение напряжениями по Мизесу предела текучести



Рис. 5. Эквивалентные напряжения по Мизесу

Выводы

Результатом работы являются разработанные модели узлов, позволяющие использовать их при оценке НДС на действие любых нагрузок, в том числе, возникающих при нештатных ситуациях. Установлены области и элементы конструкций, в которых могут зарождаться дислокации и дефекты (трещины) вследствие достижения критических значений напряжений для выбранных конструкционных материалов.

Проведена отладка модели на многовариантных расчетах, что позволило выбрать оптимальное число конечных элементов для проведения численного эксперимента, установлена хорошая сходимость сеток для различных программных сред, в которых проводились расчеты.

В результате проведенного анализа были выбраны основные конструкции узлов, представляющих наибольший интерес для математического моделирования, являющиеся ответственными элементами конструкции, влияющими на ресурс и безопасность при проведении работ по взвешиванию воздушных судов.

Предлагаемая методика является универсальной и применима для большинства конструкций узлов взвешивания.

Литература

1. Быков Л. В., Молчанов А. М., Щербаков М.А., Янышев Д.С..Вычислительная механика сплошных сред в задачах авиационной и космической техники. — М.: URSS, 2015. — 668с.

2. Кукуджанов В.Н., Вычислительная механика сплошных сред. — М.: Физматлит, 2008. — 320с.

3. ГОСТ 25.504-82. Методы расчета характеристик сопротивления усталости / разработан Академией наук СССР, Государственным комитетом СССР по стандартам – Введен 01.07.83. 132 с.

4. Серенсен С.В., Когаев В.П., Шнейдерович Р.М. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность. Руководство и справочное пособие. Изд. 3-е, перераб. и доп. Под ред. С.В. Серенсена. М., «Машиностроение», 1975. 488 с.

5. Анурьев В.И. Справочник конструктора – машиностроителя: в 3-х т. – 9-е изд., перераб. и доп. / под ред. И.Н. Жестковой. – М.: Машиностроение, 2006. 928 с

УДК 621.03:620.179.16

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ, НАНЕСЕННЫХ НА КОНСТРУКЦИОННУЮ СТАЛЬ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

PROPERTIES INVESTIGATION OF THE COPPER ALLOY-BASED COATINGS DEPOSITED ON STRUCTURAL STEEL BY ELECTROSPARK ALLOYING

Козлов Д.А. – н.с.
Институт машиноведения им. А.а. Благонравова РАН, Москва

Аннотация. Приведены результаты испытаний на коэффициент трения и малоцикловую усталость бронзовых покрытий, нанесенных на конструкционную сталь. Показано что покрытие из бронзы БрАжМц10-3-1,5 обладает более высокой несущей способностью, чем покрытие из бронзы БрМцФ3-6. Также приведены результаты испытаний покрытий на малоцикловую усталость.

Ключевые слова: электроискровое легирование, бронзы БрАМЖМц10-3-1,5, БрМцФ3-6, малоцикловая усталость, коэффициент трения.

Введение

Ресурс работы различных механизмов во многих случаях является определяющим фактором. При этом свойства поверхности зачастую являются главным фактором, поэтому актуальной являются мероприятия по улучшению свойств поверхности, направленные на достижение предъявляемым требованиям. Среди многочисленных методов формирования поверхностных свойств деталей механизмов весьма большую часть занимают методы нанесения покрытий. Одним из наиболее часто применяемых методов является метод электроискрового легирования. Данный метод позволяет получать высокую прочность сцепления покрытия с материалом основы. Также он позволяет проводить обработку в строго заданных местах, не защищая при этом остальную поверхность изделия. Отсутствие значительного термического воздействия на изделие исключает разупрочняющий отпуск и коробление деталей. Примерами эффективного применения электроискрового легирования могут служить различные производственные процессы, где данный метод применяется при восстановлении работоспособности деталей путем нанесения покрытий определенного состава и толщины [1], а также процессы, где на рабочие поверхности наносят покрытия с целью увеличения ресурса работы [2]. В настоящее время методом электроискрового легирования наносят покрытия на поверхности деталей из конструкционных материалов с целью повышения их трибологических свойств.

Целью данной работы является исследование изменения коэффициента трения, а также усталостных свойств бронзовых покрытий, нанесенных на конструкционную сталь 30ХГСН2А.

Материалы и методы исследования

При нанесении антифрикционных покрытий методом электроискрового легирования были использовали компактные электроды из бронз марок БрАЖМц10-3-1,5 и БрМцФ3-6, изготавливаемыми по ТУ 1-92-76-82.

Исследуемым материалом являлась конструкционная сталь марки 30ХГСН2А, пошедшая стандартную термическую обработку, включающая закалку (нагрев до 900-910^{0}С, охлаждение в масле) и отпуск при температуре 210-215^{0}С в течение 2-2.5часов. Такая термообработка позволяет достичь твердости не менее 45 HRC. Состав стали соответствует ГОСТ 4543-71.

Электроискровое легирование осуществляли на модернизированной установке ЭЛФА-512М, которая предназначена для нанесения покрытий на поверхности деталей тел вращения. В состав установки ЕЛФА-512М входит генератор электроискровых импульсов и устройство, осуществляющее вращение детали, а также продольное перемещение электрода вибрационной головки относительно оси вращения [3].

Режимы нанесения покрытий были следующие: величина тока в импульсе составляла 1–1,05 А; скорость вращения обрабатываемой детали – 1,2 об/мин; продольная подача детали – 1–1,1 мм/об. Для предотвращения окисления фосфора, входящего в состав бронзы БрМцФ3-6 нанесение покрытия осуществлялось в инертной атмосфере аргона [4].

Испытания на установке УМТ-1 по схеме палец - втулка при ступенчатом повышении нагрузки в условиях сухого трения для оценки коэффициента трения. Контртелом служил палец, изготовленный из стали 30ХГСН2А после стандартной термической обработки. Перед каждым испытанием образцы прирабатывали при скорости 0,2 м/с и давлении 5 МПа до получения равномерной площади контакта для испытываемых пар трения. При этом автоматически осуществлялась запись момента силы трения с временным интервалом 1 с; величина момента силы трения являлась экспериментальной основой для расчета коэффициента трения. Далее контактное давление дискретно увеличивали через каждый час работы на 25 МПа до предельной величины 350 МПа.

Испытания на малоцикловую усталость осуществлялось на установке TIRA TEST-2300 с частотой нагружения 8 циклов/мин на образцах круглого сечения. Диаметр рабочей части составляет 5мм, а длина 25 мм (ГОСТ 23026-78).

Результаты испытаний и их обсуждение.

На рис. 1 представлен коэффициент трения при испытаниях пар трения сталь-сталь с покрытиями БрАЖМц10-3-1,5 и БрМцФ3-6. Как видно из графика, наименьший коэффициент трения имеет покрытие БрМцФ3-6. Но при этом минимальный коэффициент трения для покрытия БрАЖМц10-3-1,5 проявляется при более высокой нагрузке по сравнению с покрытием БрМцФ3-6, что говорит о более высокой несущей способности покрытия БрАЖМц10-3-1,5 [4].

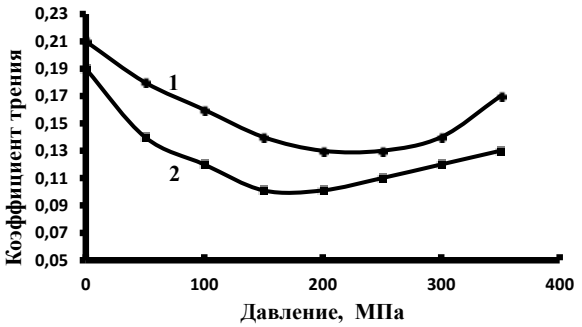


Рис.1. Зависимость коэффициента трения от нагрузки при испытании пары трения сталь-сталь с покрытием: 1-покрытие БрАЖМц10-3-1,5; 2-покрытие БрМцФ3-6

На рис. 2 представлены данные испытаний на малоцикловую усталость образцов 30ХГСН2А без покрытия (кривая1), и с покрытием бронзой БрАЖМц10-3-1,5 (кривая2) и бронзой БрМцФ3-6 (кривая3). Как видно из графика, образцы с покрытием БрАЖМц10-3-1,5 выдержали в 2-3 раза большее количество циклов до разрушения по сравнению с покрытием из бронзы БрМцФ3-6. Также из графика видно, что образцы в исходном состоянии выдержали наибольшее количество циклов до разрушения.

Выдержавшие большее количество циклов до разрушения образцы с покрытием из бронзы БрАЖМц10-3-1,5 по сравнению с образцами, покрытыми бронзой БрМцФ3-6 можно объяснить так называемым эффектом адсорбции [5] в связи с нанесением бронзы БрМцФ3-6 атмосфере аргона, что создало условия для более легкого проникновения

трещин. Снижение количества циклов до разрушения образцов с покрытием по сравнению с исходными образцами также можно объяснить наличием адсорбированного газа в поверхностных слоях. Явление уменьшения сопротивлению усталости при испытаниях конструкционных материалов при одновременном воздействии на поверхность различных сред описаны в работе [5], где было исследовано влияние различных сред на многоцикловую усталость конструкционных материалов. В проведенных исследованиях было показано, что при усталостных испытаниях с одновременным воздействием на поверхность различных сред количество циклов до разрушения образца значительно снижается. Так как аргон представляет собой нейтральную среду, то можно провести аналогию по снижению количества циклов до разрушения образцов с покрытием бронзой БрМцФ3-6, нанесенным в атмосфере аргона.

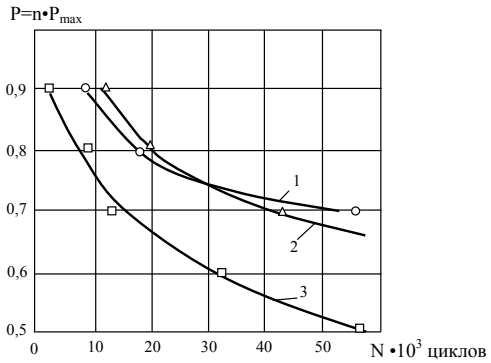


Рис.2. Испытания на малоцикловую усталость образцов стали 30ХГСН2А:
1 – образцы без покрытия; 2 – покрытие из бронзы БрАЖМц10-3-1,5; 3 – покрытие из бронзы БрМцФ3-6

На рис. 3 представлен внешний вид образцов после испытаний на малоцикловую усталость, а на рис. 4 показана поверхность излома образцов после проведения испытаний.



Рис. 3. Внешний вид образца после испытаний (х1,5)

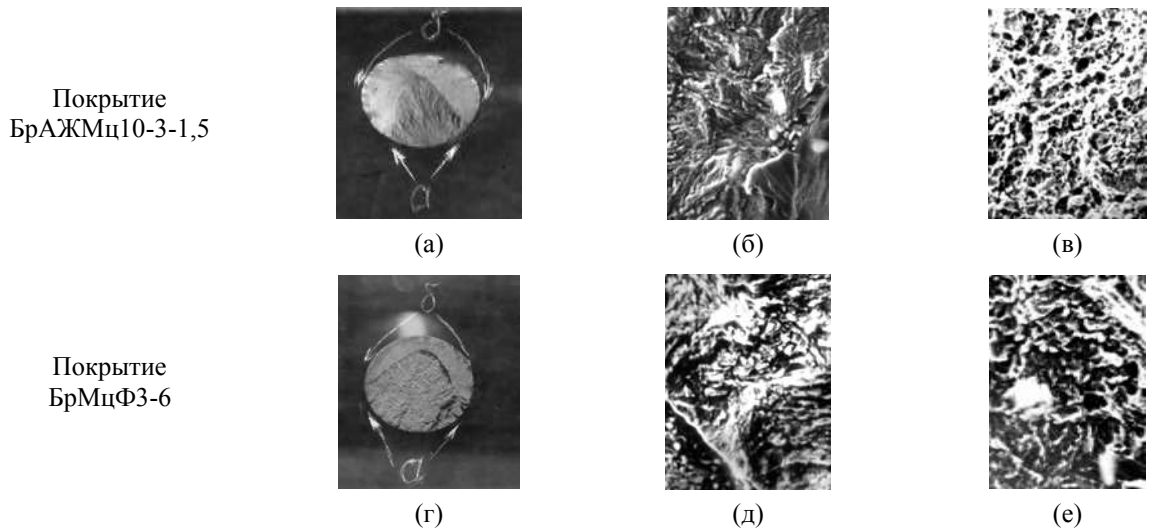


Рис.4. Вид излома (а, б), фрактография усталостной зоны излома (в, г х3400) и зоны доразрушения с ямочным строением (д, е х3800) образцов стали 30ХГСН2А с покрытием из бронзы ВБр5М и БрАЖМц 10-3,5-1,5 («а» – усталостная зона; «б» – зона доразрушения)

Металлографическими исследованиями выявлены более крупные фрагменты микроструктуры в зоне зарождения трещины на образцах с покрытием из бронзы БрАЖМц10-3-1,5 (рис. 4 *а,б,в*) и большее расстояние между усталостными бороздками по сравнению с покрытыми из бронзы БрМцФ3-6 (рис. 4 *г, д, е*). В обоих случаях доразрушение носит вязкий характер с ямочным строением (рис. 4 *в,е*). При этом зона доразрушения (б) на образцах с покрытием БрМцФ3-6 имеет площадь, значительно меньшую, чем у образцов с покрытием БрАЖМц10-3-1,5.

Выводы

1. Меньшие результаты при испытании на малоцикловую усталость у покрытий из бронзы БрМцФ3-6 связаны с наличием адсорбированного слоя инертного газа аогона на поверхности, в результате чего облегчается зарождение трещины на поверхности образца и ее более быстрое распространение в образце
2. Бронза БрАЖМц10-3-1,5 обладает большей несущей способностью по сравнению с бронзой БрМцФ3-6.

Литература

1. Иванов В.И., Костяков А.Ю. Электроискровое нанесение покрытий // Ритм машиностроения. – 2016. - №10. – С. 36-41.
2. Кайгородов Н.Г. Электроискровое легирование как способ повышения стойкости инструмента // Сб. материалов III Международной научно-практической конференции «Научно-технический прогресс: актуальные и перспективные направления будущего (г. Кемерово, 11-12 августа 2016 г.). Кемерово: ООО «Западно-Сибирский научный центр», 2016. Т.2. С.119-121.
3. Патент 64121 РФ МПК51 B23H 9/00. Устройство для механизированной электроискровой обработки в виде тел вращения [текст] / Козлов Д.А., Овчинников В.В. – № 200612 8809/22; заяв. 09.08.06; опубл. 27.06.07. Бюлл. № 18.
4. Куксенова Л.И., Козлов Д.А. Исследование эксплуатационных свойств покрытий для тяжело нагруженных стальных деталей узлов трения скольжения // Вестник научно-технического развития. – 2019. - №5(141). – С.11-22.
5. Сосновский Л.А., Таранова Е.С. Влияние внешней среды на сопротивление усталости материалов // Механика. Научные исследования и учебно-методические разработки. 2012.– Вып. 6. – С. 132-139.

УДК 621.071

ПОВЫШЕНИЕ УРОВНЯ АДГЕЗИИ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ НАПЫЛЕНИИ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ЗА СЧЕТ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРЫ ПОДЛОЖКИ

INCREASING THE LEVEL OF ADHESION DURING ION-PLASMA DEPOSITION OF WEAR-RESISTANT COATINGS DUE TO MODIFICATION OF THE SUBSTRATE STRUCTURE

Кокорин В.Н. - д.т.н., профессор, заведующий кафедрой**, Морозов О.И.-** старший преподаватель**, Мишов Н.В.-** аспирант
Ульяновский государственный технический университет
e-mail: vnkokorin@mail.ru, nikolaimishov@gmail.com

Abstract. The main methods of increasing the durability of the working parts of a stamping tool, including the processes of cold plastic deformation when applying wear-resistant coatings by ion-plasma spraying, are considered. A physical model of the process of cold plastic deformation of specimens made of heat-resistant steel X12M is presented.
Keywords. mechanical activation, deformation, wear resistance, coating, adhesion

Аннотация. Рассмотрены основные способы повышения стойкости рабочих частей штампового инструмента, в том числе процессы холодного пластического деформирования при нанесении износостойких покрытий методом ионно-плазменного напыления. Представлена физическая модель процесса холодного пластического деформирования образцов из теплостойкой стали Х12М
Ключевые слова. Механическая активация, деформация, износостойкость, покрытие, адгезия

Были проведены экспериментальные исследования по выявлению основных функциональных связей комплексной поверхностной модификации штампов и пресс-форм. Для этого на предварительно подвергнутые деформации образцы (ε=17…59%) было нанесено износостойкое покрытие на основе нитрида титана. Режим нанесения износостойкого покрытия методом ионно-плазменного напыления включал в себя следующие параметры: материал покрытия - нитрид титана (TiN), толщина покрытия - 3...4 мкм, температура – (400-480)^{o}C. Деформированные образцы с нанесенным износостойким покрытием представлены на рисунке 1.



Рис. 1. - Образцы с нанесенным покрытием TiN

Для оценки параметра адгезионной способности износостойкого покрытия на основе нитрида титана было использовано устройство для испытания заготовок с покрытием на отслоение [1].

Зоны надавливания индентора на образцах представлены на рисунке 2.



Рис. 2. – Фото зоны следов индентора на образцах

Производилась фиксация нарушения сплошности защитного покрытия (ширина следа, отслоение на границах следа) при помощи методов электронной микроскопии (на микротвердомере с возможностью измерения расстояния с точностью до 0,1 мкм).

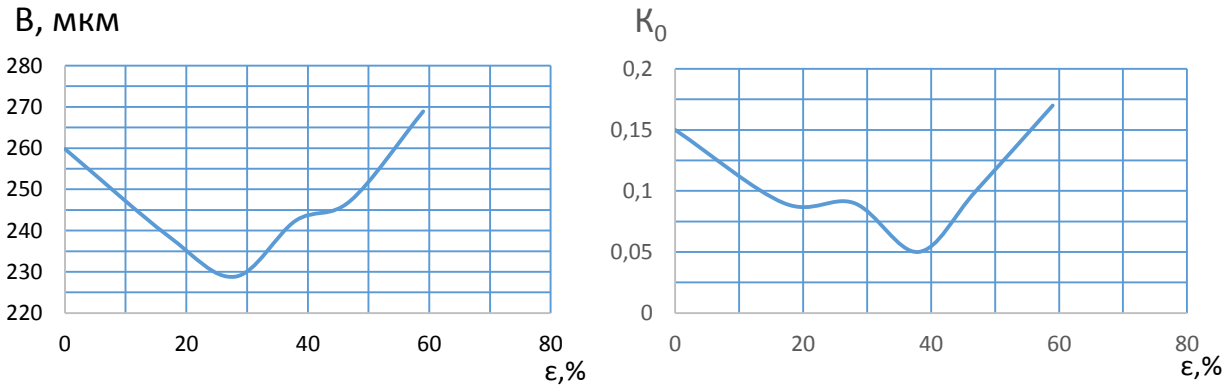
Коэффициент отслоения рассчитывался исходя из отношения площади отслоившегося покрытия по краям оставленного индентором следа к общей площади отпечатка индентора. Результаты измерений представлены в таблице 1

Таблица 1.

Результаты измерений показателей нарушения сплошности покрытия TiN

№ образца	1	2	3	4	5	6
Образец						
Толщина образца	5,24	4,28	3,53	2,91	2,62	2,50
Степень деформации ε, %	0	17	28	38	47	59
Ширина следа В, мкм	259,8	238,7	228,8	242,4	247,2	268,9
Коэффициент отслоения K_o	0,15	0,09	0,09	0,05	0,1	0,17

На основании результатов, представленных в таблице 1, были построены графические зависимости показателей покрытия в зависимости от степени деформации подложки под износостойкое покрытие (рис. 3).



а б

Рис. 3. - графические зависимости показателей покрытия в зависимости от степени деформации исследуемых образцов:
а - ширина следа В, мкм, б - коэффициент отслоения Ко

На основании полученных результатов можно сделать следующие выводы: при деформации подложки до значений относительной деформации 30% наблюдается снижение нарушения сплошности защитного покрытия под воздействием трения от приложенной постоянной нагрузки (уменьшение ширины следа В, мкм на 22%), однако, при повышении деформации происходит обратный рост нарушения сплошности. Данный эффект можно объяснить разупрочнением материала подложки, который повышает способность верхних слоев материала деформироваться и подвергаться механическому воздействию; также при деформации подложки до значений относительной деформации 40% наблюдается снижение значения коэффициента отслоения, что может

свидетельствовать о повышении адгезионной способности системы «подложка-покрытие» в интервале относительных деформаций от 10 до 30%.

Литература

1. Повышение стойкости рабочих поверхностей деталей штампов и пресс-форм из теплостойких сталей. Морозов О.И., Табаков В.П., Кокорин В.Н., Титов Ю.А. Известия Тульского государственного университета. Технические науки. Вып. 11: в 3 ч. Ч1. Тула:Изд-во ТулГУ, 2017. 64-68 с.
2. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: справочник. М.: Машиностроение, 1987. С. 70-116.

УДК 532.543:628.145.3:622.692.4.053

ВЛИЯНИЕ РУСЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ НА ДИНАМИКУ РАЗМЫВА ДЮКЕРА ППМГ

INFLUENCE OF RIVER PROCESSES ON SIPHON SCOURING DYNAMICS OF UNDERWATER CROSSING OF MGL

Корнилова З.Г.[1] – к.т.н., старший научный сотрудник, **Аммосов Г.С.**[1] – научный сотрудник, **Иванов Д.С.**[1] – ведущий электроник, **Корнилова В.В.**[1] – ведущий электроник
[1] Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск, Россия
e-mail: zoya_korn@mail.ru, ammosov.g@mail.ru

Abstract. Underwater crossings of main pipelines hold a unique position in the transport system of the country. Currently, most of them are installed using an open-cut method (in rare cases, along the bottom). The traditional pipeline laying across the watercourse involves the excavation of significant volumes of soil and depends on climatic conditions. Moreover, their ballasting requires additional materials leading to higher construction costs. Scouring and sagging of the pipelines are observed in the trench during their operation. They lead to stresses in the pipe wall, the level of which increases with the increasing length of the scoured section. Protecting the underwater crossing of MPL from the negative impact of river processes is of great importance.
The article presents some methods for studying hydrological river processes and the measuring complexes we have used: OKO-2 GPR and Hydra-500 side-scan sonar. The results of our remote methods for surveying underwater crossings of main gas pipelines are compared with the results of diving surveys conducted in different periods by specialized organizations.
Keywords: underwater crossing, river processes, scour, siphon, profile sounding, planned-high-altitude position.

Аннотация. Особое место в транспортной системе страны занимают подводные переходы магистральных трубопроводов. В настоящее время большинство ППМТ возведены открытым способом с укладкой в подводную траншею (в единичных случаях – по дну). Прокладка переходов через водные преграды этим традиционным способом связана с разработкой значительных объемов грунта, зависит от природно-климатических условий и требует дополнительных материалов на балластировку трубы, что приводит к значительному удорожанию строительства. В процессе эксплуатации имеет место явление размыва трубопровода в траншее и его провис. Это приводит к возникновению напряжений в стенке трубы, уровень которых возрастает при увеличении длины размытого участка. Защита ППМТ от воздействия негативных русловых процессов при их эксплуатации имеет огромное значение.
В статье приведены некоторые методы для изучения гидрологических русловых процессов, а также использованные нами измерительные комплексы: георадар «ОКО-2», гидролокатор бокового обзора «Гидра-500». Результаты проведенных нами дистанционных методов обследования подводных переходов магистральных газопроводов сравниваются с результатами водолазных обследований, проведенных в разные периоды специализированными организациями.
Ключевые слова: подводный переход, русловый процесс, размыв, дюкер, профильное зондирование, планово-высотное положение.

Введение

В обеспечении надежности и безопасности трубопроводного транспорта особую трудность представляет пересечение водных преград. На стадиях проектирования и эксплуатации по-разному должно учитываться взаимодействие подводного перехода с русловыми процессами [1, 2]. Из опыта эксплуатации многих подводных переходов

магистральных газопроводов (ППМГ) следует, что условия вписывания трубопроводов в поперечный профиль рек существенно отклоняются от проектных.

Русловому процессу свойственно динамичное развитие, его проявления имеют разный размах и темп в зависимости от времени и вида. Местная активизация русловых процессов может быть вызвана прокладкой траншей или иными вмешательствами в русло, сопутствующими созданию и эксплуатации подводного перехода [3].

Для изучения гидрологических русловых процессов (деформаций дна, глубин водоемов, перемещения гряд и др.) широко распространены методы фотометрические и стереофотограмметрический, методы звукового и лазерного зондирования, а также гидролокаторы [3]. Автоматизация полевых съемочных и промерных работ связана с применением современных геодезических средств измерений: применение современных тахеометров-автоматов и цифровых теодолитов, оборудованных накопителями информации. Накопленная съемочная цифровая информация с помощью периферийных устройств передается для ее обработки в персональные компьютеры.

Приемники систем ГЛОНАСС и GPS позволяют в статическом режиме определять координаты геодезического обоснования и выполнять съемку в динамическом режиме [4].

При проведении работ нами были использованы два измерительных комплекса: георадар «ОКО-2» производства ООО «Логис» г. Москва и гидролокатор бокового обзора (ГБО) «Гидра 500Э» производства ООО «Экран» г. Жуковский Московской области.

Профильное зондирование производится на месте ППМГ с помощью георадара серии «ОКО-2» с негерметичным антенным блоком АБ-150 с рабочей частотой 150 МГц, размещенным в лодке (рис. 1, а), либо с помощью антенного блока АБДЛ «Тритон», имеющего герметичное исполнение и возможность работать под водой.



а)



б)

Рис. 1. а – Георадар «ОКО-2» с блоком АБ-150,
б – Профильное зондирование ППТ в период ледостава

На GPS-приемнике записываются координаты начала и конца профиля, таким образом, все профили имеют привязку с GPS-приемником. Координаты, полученные при работе, исчисляются по балтийской системе.

Для обследования дна, и в частности обнаружения оголенных участков ППМГ, применяется установленный на лодку гидролокатор бокового обзора ГБО «Гидра-500Э». Для обследований дна акваторий антенны поворачиваются на 180° и опускаются в воду на фиксированную глубину 30 см. В результате посылок зондирующих сигналов и приема отраженных от дна эхо-сигналов на экране монитора (переносной ПК) комплекса формируется акустическое изображение (фотография) дна в виде двух полос вдоль хода движения судна (одна – для левого борта, другая для правого), а также показания эхолота [5].

Материалы и методы исследования

ОАО «Сахатранснефтегаз» в апреле 2004 г., в марте, июле и августе 2005 г. проведено водолазное обследование ППМГ через р. Лена с ПК 81,50 до ПК 87 и с ПК 88+40 до ПК 96+72.

Водолазное обследование участка длиной 580 м, произведенное в марте 2005 года, показало семь провисов трубопровода с различными зазорами. При этом максимальный зазор провиса был равен 80 см на участке длиной 23 м. Общая длина размытого участка была равна ~ 500 м. В марте 2005 года обнаружены нарушения футеровки и изоляции трубопровода длиной ~ 37,5 м, не имевшие место в апреле 2004 года на участке, где был обнаружен изгиб высотой 5 м и длиной 150 м.

Результаты водолазного обследования ППМГ через р. Лена, проведенные в апреле 2004 г. и в марте 2005 г., показывают, что максимальная длина участков с протяженными зазорами высотой максимально до 0,8 м достигает ~ 49 м. За 11 месяцев расположение участков с зазорами (провисами) по трассе меняются. Провис трубопровода длиной ~ 23 м, высотой зазора 0,8 м появился на участке (между ПК85 и ПК86), где в апреле 2004 г. не было. Количество участков трубопровода с провисами по сравнению с апрелем 2004 г. в марте 2005 г. увеличилось от шести до семи.

Результаты обследования, проведенные в июле и августе 2005 г., показывают, что за месяц газопровод оголился на участке длиной ~150 м (ПК 91+75 ÷ ПК 93+25). В районе ПК 95+50 ÷ ПК 96+20 трубопровод имеет значительный провис на участке длиной, равной ~ 70 м, при длине размытого участка, равной ~125 м.

После возникших аварий на ППМГ через р. Лена в сентябре 2006 года, августе 2007 года и инцидентов в русловой части и пойменных участках трассы газопровода ООО «Спрут» (г. Иркутск) начал заниматься восстановлением первой нитки до проектных отметок [6]. До проведения ремонтно-восстановительных работ ООО «Спрут» провел водолазное обследование планово-высотного положения газопровода и установил, что на участке длиной более 150 м высота изгиба достигла 8,0 м.

Нами по результатам приборного обследования в период с сентября по октябрь 2008 г. в области фарватера нами был обнаружен оголенный участок верхней образующей газопровода высотой ~0,1 м и длиной ~90,0 м, а также был обнаружен оголенный участок газопровода на расстоянии ~2800 м от левого берега. Особенность данного участка заключается в том, что газопровод находится в приподнятом состоянии на участке длиной ~60 м, на высоте 84,43 м по БС. От поверхности воды верхняя образующая газопровода находится на глубине ~2,3 м, а высота нижней образующей газопровода от дна реки равна ~ 2,2 м. Разница высот по БС между этими участками, находящимися на расстоянии ~950 м, составляет 4,57 м, что обусловлено общим подъемом газопровода к береговому склону пойменного участка правого берега реки.

Протяженность обследованного участка ООО «Подводспецконтроль» равна 800 м. По результатам водолазного обследования в сентябре 2012 г. наиболее оголенные места дюкера имеются на участках ПК 78 ÷ ПК 79+53 и ПК 87+00 ÷ ПК 96+31. Местами изоляция содрана. Отсутствие траншеи под дюкером на участке протяженностью 400 м (с ПК 85+00 до ПК 89+00) связано со смещением оси дюкера вниз по течению примерно на 14 м.

Приведенные результаты динамики размыва дна реки, оголения дюкера и его перемещения вниз по течению, скорее всего, связаны с переформированием и перемещением микро- и мезоформ донных отложений.

Нами были рассмотрены уклоны водной поверхности в заторном 2010 году на гидропостах Покровск, Табага, Якутск, Кангалассы, Намцы. При этом уклон водной поверхности был достаточно высок и динамичен, соответственно, скорость распространения волны водной поверхности достигала значительной величины. Например, максимальная скорость подъема уровня воды на г/п Намцы была равной 119

см/час, а спада - 47 см/час. При таких ситуациях максимальная скорость течения при спаде может достичь 5,0-6,0 м/сек и более, как считают многие специалисты [7].

Выводы

1. Обобщением динамики размыва и оголения дюкера ППМГ через р. Лена выявлено, что за период его эксплуатации, несмотря на постоянно проводимые превентивные мероприятия по его заглублению и подсадке, размыв и оголение дюкера продолжаются на участке от ПК 85+00 до ПК 93+00 (протяженностью 800 м), а планово-высотное положение дюкера не соответствует проектному и выше примерно на 3,9 м.

2. Показано, что происходит постепенное увеличение высоты прогиба и в сентябре 2012 года достигло ~ 14 м в главном русле р. Лена по направлению течения реки из-за сезонной динамики русловых процессов, создающих неравномерную скорость перемещения и переформирования микроформ и мезоформ по руслу реки Лена в районе ППМГ, находящегося между г/п с. Табага и Якутском.

3. Одной из причин значительных местных деформаций дна и оголения дюкера ППМГ может являться изменение распределения вектора максимальных и средних скоростей потока воды по профилям рассматриваемого участка. Известно, что чем больше глубина реки по профилю, тем больше расход воды и, соответственно, больше скорость течения.

Литература

1. ВНиР ВI3-2. Подводные трубопроводы, водовыпуски и водоприемники. М.: Прейскурантиздат, 1987. 56 с.
2. СН 163-83. Ведомственные строительные нормы. Учет деформаций речных русел и берегов водоемов в зоне переходов магистральных трубопроводов (нефтегазопроводов). М.: Госкомгидромет, 1985. – 142 с.
3. Натальчук Ю.М. Анализ русловых процессов на подводных переходах // Газовая промышленность. № 10, 2005. С. 40-43.
4. Седышев М.Е., Уваров А.И., Хлынцева Е.О. Геодезический мониторинг русловых деформаций в местах строительства и эксплуатации подводных переходов магистральных трубопроводов через реки Западной Сибири. - Омск: Изд-во ФГОУ ВПО ОмГАУ, 2005. - 144 с.
5. A.A.Antonov, Yu.A.Yakovlev, Z.G.Kornilova, A.L.Tereshkin. Monitoring of spatial position of the underwater crossing of MGL across the Lena river by instrumental methods / Procedia Structural Integrity / Volume 30, 2020, Pages 11-16. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.12.003
6. Аммосов А.П., Корнилова З.Г. О строительстве подводных переходов магистральных трубопроводов. Аналитический обзор. / Якутск, 2008. Изд-во ЯГУ. 58 с.
7. Кусатов К.И., Аммосов А.П., Корнилова З.Г., Шпакова Р.Н. Антропогенный фактор в заторообразовании и весеннем наводнении при ледоходе на р. Лена // Метеорология и гидрология, 2012, № 6, С. 54-60. DOI: 10.3103/S1068373912060064

УДК 620.171.2:620.186.8

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТИТАНЕ С РАЗЛИЧНОЙ ДИСПЕРСНОСТЬЮ СТРУКТУРЫ

INFLUENCE OF PULSED CURRENT REGIMES ON THE ELECTROPLASTIC EFFECT IN TITANIUM WITH DIFFERENT STRUCTURAL DISPERSION

Корольков О.Е.[1] – м.н.с., **Столяров, В.В.**[1] – д.т.н, проф., г.н.с.
[1]ФГБУН «Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук»,
Россия, 101000, Москва, Малый Харитоньевский пер., д.4
e-mail: korolkov_oleg@vk.com

Annotation. In the work, tension was carried out with the simultaneous introduction of current pulses of various duty cycles and densities. The electroplastic effect in the studied materials manifested itself on the tensile curve in the form of separate downward stress jumps. Under the same high duty cycle pulsed current regimes, the amplitude of stress jumps in coarse-grained titanium is higher than in nanostructured titanium. The pulsed current regimes used did not lead to noticeable structural changes in coarse-grained titanium under optical magnification, except for the disappearance of twins and the separation of impurity particles. The fractographic images of nanostructured titanium deformed with and without current indicate ductile fracture without significant changes, which may indicate the preservation of grain sizes.
Keywords: tension, titanium, nanostructure, electroplastic effect, pulse current, fractography

Аннотация. В работе проводилось растяжение с одновременным пропусканием импульсов тока различной скважности и плотности. Электропластический эффект в исследованных материалах проявлялся на кривой растяжения в виде отдельных скачков напряжения вниз. При одинаковых режимах импульсного тока высокой скважности амплитуда скачков напряжения в крупнозернистом титане выше, чем в наноструктурном титане. Использованные режимы импульсного тока не привели к заметным при оптическом увеличении структурным изменениям в крупнозернистом титане, кроме исчезновения двойников и выделения частиц примесей. Фрактографические картины разрушения наноструктурированного титана, деформированного с током и без тока, свидетельствуют о вязком разрушении без существенных изменений, размера зерен.
Ключевые слова: растяжение, титан, наноструктура, электропластический эффект, импульсный ток, фрактография

Введение

Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, при котором наблюдается снижение сопротивления металла деформации, а также повышение его пластичности под влиянием электрического тока достаточно высокой плотности [1]. Явление электропластичности открыто достаточно давно, однако механизмы, действующие в процессе электропластической деформации (ЭПД) обсуждаются до сих пор. В работе [2] рассматриваются наиболее вероятные механизмы, лежащие в основе ЭПЭ: тепловой нагрев; электронно-дислокационное взаимодействие; магнитопластичность; пинч-эффект; электрический заряд на дефектах кристаллической структуры. Использование ЭПЭ для деформации титана и его сплавов вызывает особый интерес и является актуальной задачей. Физико-механические свойства данных материалов позволяют их применять в аэрокосмической промышленности. Наличие прочной оксидной пленки на поверхности титана является причиной высокой коррозионной стойкости и биосовместимости, что позволяет использовать титан в химической промышленности, а также для производства медицинских имплантатов. Улучшение механических свойств титана возможно через

измельчение зерна [3]. Высокая прочность титана и его сплавов является препятствием при формообразовании и приводит к необходимости нагрева заготовок. Температура выше 350 °С способствует образованию окислов, альфированного слоя и росту зерен на поверхности полуфабриката, а пластическая деформация заготовок без использования нагрева часто сопровождается трещинообразованием и высоким пружинением. В наноструктурированном титане рост зерен при термомеханической обработке препятствует ее применению из-за снижения прочностных свойств. Очевидным решением упомянутых проблем может стать деформация с использованием ЭПЭ при температурах не выше 350 °С.

Цель работы состоит в сравнительном исследовании влияния импульсного тока большой плотности и скважности на структуру и механическое поведение при растяжении крупнозернистого и наноструктурного титана.

Материал и методы исследований

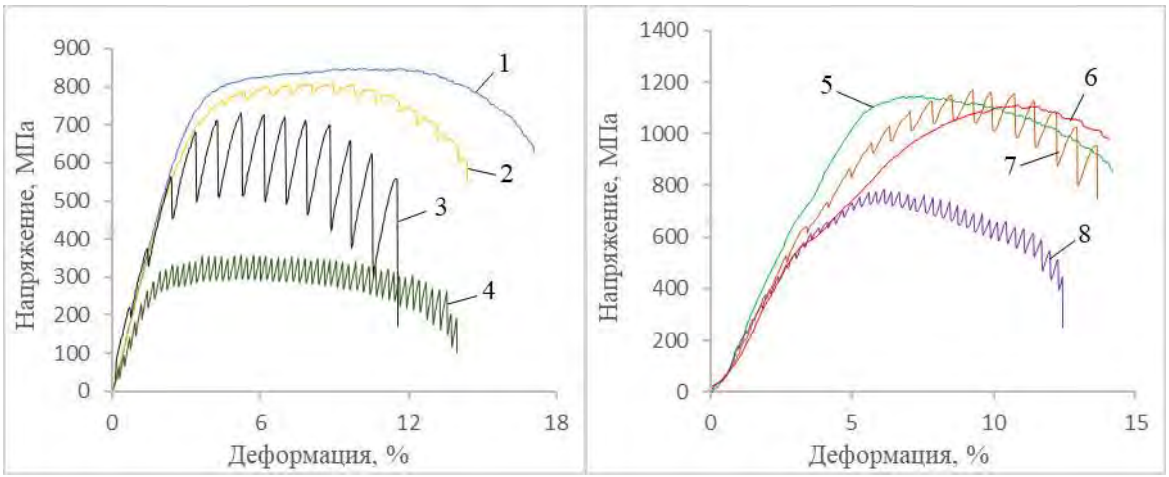
Материалом исследования был выбран пруток ∅6 мм технически чистого титана Grade 4 в двух состояниях: 1 - крупнозернистом с размером зерен d = 20 мкм (поставка по ASTM F67-06); 2 - в наноструктурном с размером зерен d = 200 нм (РКУП-КОНФОРМ с последующим отжигом при 200 °С). Пропорциональные цилиндрические образцы для растяжения были вырезаны в продольном направлении прутка в соответствии с ГОСТ 1497-84 и имели следующие размеры: d_0 = 2 мм; l_0 = 10 мм. Растяжение выполняли на горизонтальной разрывной машине ИР - 5081/20. К зажимам разрывной машины от генератора подводился импульсный ток плотностью j = 220 и 860 А/мм^2, скважность которого составляла $q = 1/\nu\tau = T/\tau$ = 2000 и 5000, где ν, T и τ частота, период и длительность импульса, соответственно. Скважность варьировалась за счет изменения частоты тока при постоянной длительности импульса τ = 1000 мкс.

Захваты образцов изолировались от машины вставками из стеклотекстолита. Температуру образца в процессе растяжения контролировали прибором Digital Thermometers UT320 Series и хромель-алюмелевой термопарой в центре образца с точностью ± 2 °С. Амплитудную плотность тока контролировали с помощью осциллографа АКИМ − 4131/2.

Микроструктура образцов в головке образца (недеформированная зона) и вблизи области разрушения (деформируемая зона) в продольном сечении исследовалась методом оптической микроскопии (Olympus Bx-51). Микроструктура образцов-фольг анализировалась с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM 2100.

Результаты

На рис.1 показаны кривые крупнозернистого (КЗ) и наноструктурного (НС) титана при растяжении без тока и с током различной скважности и плотности. ЭПЭ проявляется в скачках напряжения вниз и в общем снижении напряжений течения и удлинения до разрушения. При этом деформационное поведение титана зависит от режима тока (скважность, плотность тока) и от дисперсности структуры. Изменение скважности регулирует соотношение теплового и ЭПЭ тока. В случае повышения скважности тепловой вклад уменьшается, действие ЭПЭ увеличивается. Пологие участки между соседними импульсами на деформационной кривой (рис.1а, кривая 2) исчезают при повышении плотности и снижении скважности, что связано с заметным вкладом теплового эффекта (рис.1а, кривые 3 и 4). Об этом же свидетельствует снижение напряжений течения и предела текучести в результате уменьшения скважности (рис.1б).



а б

Рис.1. Кривые напряжение-деформация КЗ (а) и НС (б) титана: 1, 5 – без тока; 2, 6 – j=220 А/мм^2, q=5000; 3, 7 – j = 860 А/мм^2, q=5000; 4, 8 – j=860 А/мм^2, q=2000

Скачки напряжения в упругой зоне, в отличие от скачков в пластической зоне, обусловлены только тепловым расширением титана [4]. При этом большая амплитуда скачков соответствует большему размеру зерен в связи с более высокой тепло- и электропроводностью в КЗ материалах [5]. Увеличение амплитуды скачков напряжения в пластической зоне связано с дополнительным действием ЭПЭ [2; 4]. Поскольку оба эффекта аддитивны и действуют в одном направлении, то скачки в пластической области имеют большую амплитуду. Зависимость амплитуды скачка напряжения от плотности тока и размера зерна [2; 4] подтверждает наличие пороговой (критической) плотности тока $j_{кр}$, которая для НС выше, чем для КЗ титана. Интересно, что введение импульсного тока высокой плотности и скважности может приводить к слабому упрочнению (рис.1б, кривая 7), вероятно вызванному малоцикловой механической и термической усталостью (число циклов N ≥10) и залечиванием микротрещин [6]. Снижение относительного удлинения при введении импульсного тока связано с уменьшением сечения в шейке образца, которое свойственно большинству материалов, но особенно сильно выражено в титане. В результате плотность тока в шейке резко возрастает, что приводит к преждевременному разрушению образца. Введение импульсного тока заметно снижает относительное удлинение в КЗ титане и практически не влияет на пластичность в НС титане. Площадка текучести на деформационных кривых НС титана, испытанного без тока и с током, обусловлена постдеформационным отжигом для снятия напряжений при 200℃ после РКУП-КОНФОРМ. Напротив, отсутствие площадки текучести в КЗ титане связано с неполным отжигом исходных заготовок.

Исследование микроструктуры КЗ титана не выявило изменения исходного размера зерна, что указывает на слабый нагрев на границах зерен и подтверждает результаты работы [2]. Так же в процессе растяжения с током в деформируемой зоне исчезли единичные двойники отжига, присутствующие в исходной структуре КЗ титана. Подобное явление может свидетельствовать о снятии напряжений в результате низкотемпературного отжига. Исследование фрактографических изображений НС титана с током и без тока не показало каких-либо изменений в характере разрушения, что указывает на стабильность микроструктуры и низкую температуру, вызванную нагревом образца.

Заключение

Выбранные режимы импульсного тока обеспечили отсутствие существенного нагрева и заметных структурных изменений в КЗ и НС титане, при этом ЭПЭ проявлялся в скачках напряжения вниз на деформационных кривых и в общем снижении напряжений течения и удлинения до разрушения. Деформационное поведение титана зависит от

дисперсности структуры, скважности и плотности импульсного тока. Повышение скважности и уменьшение плотности тока снижают тепловой эффект и уменьшают снижение напряжений течения тем сильнее, чем меньше размер зерен в титане. Критическая плотность тока проявления ЭПЭ зависит от скважности и дисперсности микроструктуры так, что она кратно выше для НС титана, чем для КЗ титана. Показано, что при плотности тока выше критической и высокой скважности в НС титане может приводить к нетипичному упрочнению, механизм которого требует дополнительного структурного изучения.

Литература

1. Электропластический эффект в металлах: монография / О.А. Троицкий. – М.: «Ким Л.А.», 2021. – 468 с.
2. M.-J. Kim, S. Yoon, S. Park et al. // Elucidating the origin of electroplasticity in metallic materials. 2020. Applied Materials Today. V.1. 100874. DOI: 10.1016/j.apmt.2020.100874
3. I. Semenova, V. Polyakova, G. Dyakonov, A. Polyakov // Ultrafine-Grained Titanium-Based Alloys: Structure and Service Properties for Engineering Applications. 2022 / Advanced Engineering Materials. V. 22. No. 1. 1900651. DOI: 10.1002/adem.201900651
4. K. Okazaki, M. Kagawa, H. Conrad // An Evaluation of the Contributions of Skin, Pinch and Heating Effects to the Electroplastic Effect in Titanium. 1980. Materials Science and Engineering. №45. P.109–116.
5. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
6. S. Zhao, R. Zhang, X. Li et al. // Defect reconfiguration in a Ti–Al alloy via electroplasticity. 2021. Nature Materials. No. 20. P. 468–472. DOI: 10.1038/s41563-020-00817-z

УДК 621.793

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ[1]

STRUCTURAL-PHASE STATE AND PROPERTIES OF GAS THERMAL COATINGS FROM TITANIUM ALLOYS

Кукареко В.А. – д.ф.-м.н., начальник центра, **Григорчик А.Н.** – к.т.н., зам. начальника центра
Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Республика Беларусь, г. Минск, 220072, ул. Академическая, 12
e-mail: v_kukareko@mail.ru

Abstract. The structural-phase state, durometric and tribological properties of sprayed gas-thermal coatings from titanium alloys Ti-4Al and Grade2 have been studied. It has been established that as a result of hypersonic metallization of titanium alloys, coatings with a high content of titanium nitride (up to 70 vol.%) are formed. The microhardness of the sprayed coatings is 1600-1800 HV 0,025. It is shown that the wear resistance under conditions of dry friction and friction in the lubricant I-20A is ≈ 16 and ≈ 240 times, respectively, higher than the wear resistance of the monolithic titanium alloy Grade2.
Key words: hypersonic metallization, titanium alloy, titanium nitride, hardness, wear resistance.

Аннотация. Исследовано структурно-фазовое состояние, дюрометрические и триботехнические свойства напыленных газотермических покрытий из титановых сплавов ОТ4 и ВТ1-0. Установлено, что в результате высокоскоростной металлизации титановых сплавов формируются покрытия с повышенным содержанием нитрида титана (до 70 об. %). Микротвердость напыленных покрытий составляет 1600-1800 HV 0,025. Показано, что износостойкость в условиях сухого трения и трения в смазочном материале И-20А в ≈ 16 и в ≈ 240 раз, соответственно, превышает износостойкость монолитного титанового сплава ВТ1-0.
Ключевые слова: высокоскоростная металлизация, титановый сплав, нитрид титана, твердость, износостойкость.

Разновидностью методов газотермического напыления является способ высокоскоростной металлизации, обеспечивающий высокую производительность и экономичность, а также формирование плотных покрытий и высокий коэффициент использования напыляемого материала [1]. Высокоскоростная металлизация позволяет выполнять распыление токопроводящих проволочных материалов различных составов [2]. В процессе распыления происходит активное взаимодействие расплавленных капель металлов с кислородом воздуха, что приводит к высокому содержанию оксидов в напыленных покрытиях (до ≈ 25 об. %) [3]. Ранее было показано, что ионизированные атомы азота воздуха при напылении стальных материалов также образуют нитридные фазы, которые регистрируются в напыленных покрытиях [4]. Однако количество образующихся нитридов железа невелико и не превышает 3-5 об. %. Поскольку элементы IV группы периодической системы химических элементов, характеризуются низкой энтальпией (ΔH) образования нитридных фаз, то можно было полагать, что в процессе высокоскоростной металлизации указанных элементов в покрытии будет синтезироваться повышенное количество нитридов. В частности, метод высокоскоростной металлизации весьма перспективен для синтезирования экономичных Ti-TiN покрытий с высоким

[1] ГПНИ «Материаловедение, новые материалы и технологии». Подпрограмма «Наноструктурные материалы, нанотехнологии, нанотехника» («Наноструктура»).

содержанием в них нитрида титана. Поскольку титановые сплавы характеризуются катастрофическим износом при трении в среде смазочных материалов вследствие водородного охрупчивания [5], то формирование на поверхностях сплавов покрытий с повышенным содержанием TiN может выступать перспективным способом увеличения износостойкости таких материалов. В связи с этим, целью работы являлось исследование структурно-фазового состояния напыленных защитных газотермических покрытий из сплавов ОТ4 и ВТ1-0 на подложку из титанового сплава ВТ1-0 и триботехнических характеристик покрытия из титанового сплава ОТ4.

Напыление покрытий и методики исследований. Напыление титановых газотермических покрытий из сплавов ОТ4 и ВТ1-0 выполнялось методом высокоскоростной металлизации с использованием установки АДМ-10 [1]. При напылении образцов давление пропана составляло 0,30 МПа. Покрытия напылялись на пластину (40×20×5 мм), изготовленную из титанового сплава ВТ1-0.

Металлографические исследования газотермических покрытий проводились на оптическом микроскопе АЛЬТАМИ МЕТ 1МТ. Исследование фазового состояния покрытий, выполнялись на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом (CoK_α) излучении при напряжении 28 кВ и анодном токе 14 мА. Расшифровка рентгенограмм осуществлялось при помощи программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2. Триботехнические испытания образцов напыленных титановых покрытий проводились на установке АТВП при возвратно-поступательном перемещении призматического образца по пластинчатому контртелу. Испытания проводились в режиме трения без смазочного материала (удельная нагрузка испытаний составляла p=1,5 МПа) и граничного трения (удельная нагрузка испытаний составляла p=10 МПа, смазочный материал – И-20А). В качестве контртела использовалась закаленная сталь У8 с твердостью 800 HV 10. Измерение величины износа призматических образцов осуществлялось весовым методом при сухом трении и путем измерения линейного износа при граничном трении [5]. Путь трения составлял ≈ 1200 м. Измерения твердости и микротвердости по Виккерсу проводились на твердомере DuraScan20 при нагрузке на индентор P = 10 кг и 25 г, соответственно.

Результаты исследований и их обсуждение. В результате газотермического напыления титановых сплавов ОТ4 и ВТ1-0 формируются пористые покрытия, включающие титановые прослойки, частицы нитрида титана и небольшое количество оксидов титана (рисунок 1, 2). Пористость покрытий составляла 30-40 об. % (рисунок 1).

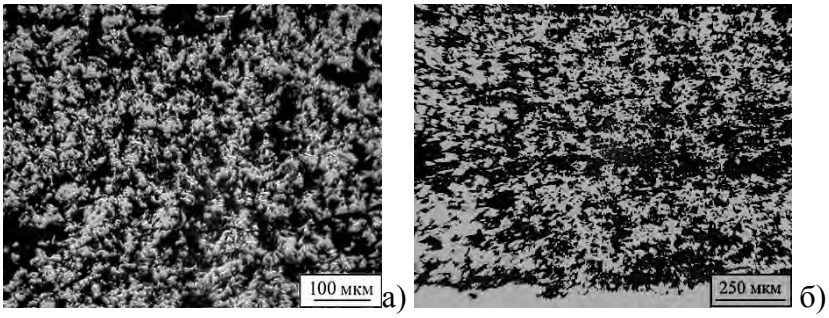


Рис.1. Характерные микроструктуры напыленных газотермических покрытий из титановых сплавов: а – сплав ОТ4; б – сплав ВТ1-0

Газотермическое покрытие из сплава ОТ4 содержит нитрид титана TiN, Ti и оксиды титана Ti_2O_3, TiO_2 (рисунок 2, а). В фазовом составе напыленного покрытия из сплава ВТ1-0 наряду с TiN регистрируется фаза $TiN_{0,30}$, которая фактически представляет собой твердый раствор азота в ГПУ решетке титана. (рисунок 2, б). Образование $TiN_{0,30}$, по нашему мнению, связано с более интенсивным диффузионным насыщением атомами азота низколегированных титановых частиц сплава ВТ1-0.

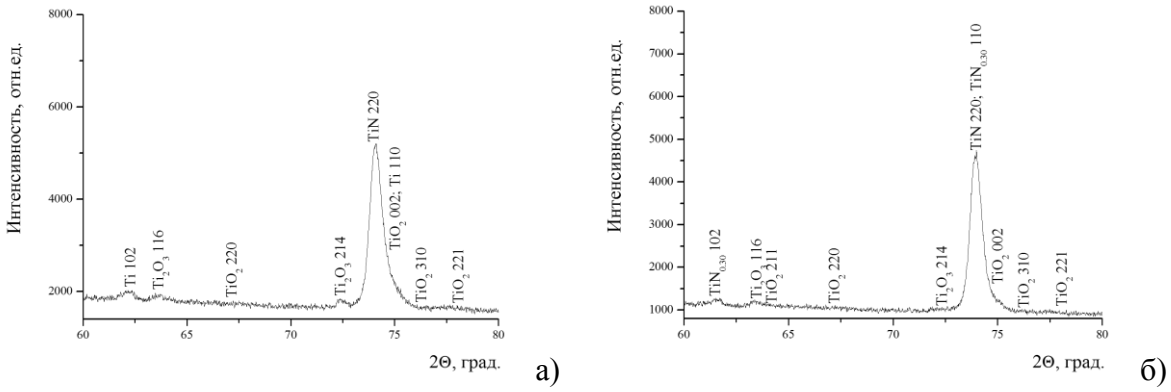


Рис.2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (CoK_α) от поверхностных слоев газотермических покрытий из титановых сплавов: а – сплав ОТ4; б – сплавов ВТ1-0

Дюрометрические свойства и количественное содержание нитрида титана TiN представлены в таблице 1. Низкие значения твердости покрытий связаны с их высокой пористостью.

Табл.1. Твердость и микротвердость газотермических покрытий из титановых сплавов ВТ1-0 и ОТ4

Материал покрытия	Твердость, HV 10	Микротвердость, HV 0,025	Содержание TiN в покрытиях, об. %
Титановый сплав ВТ1-0	500-600	1600-1800	70
Титановый сплав ОТ4	550-650	1600-1800	70

Из данных представленных в таблице 1 можно видеть, что содержание нитрида титана в газотермических покрытиях из титановых сплавов ВТ1-0 и ОТ4 и их микротвердость приблизительно одинаковы и составляют ≈ 70 об. % и 1600-1800 HV 0,025, соответственно.

Результаты триботехнических испытаний покрытия из титанового сплава ОТ4 представлены на рисунке 3. Для сравнения износостойкости напыленных покрытий также проводились триботехнические испытаний образцов из монолитного сплава ВТ1-0. В частности, установлено, что износостойкость покрытия из титанового сплава ОТ4 в условиях сухого трения в ≈ 16 раз выше, чем монолитного сплава ВТ1-0 (рисунок 3, а), а в условиях трения в смазочном материале И-20А интенсивность изнашивания покрытия в ≈ 240 раз ниже по сравнению с монолитным титановым сплавом (рисунок 3, б).

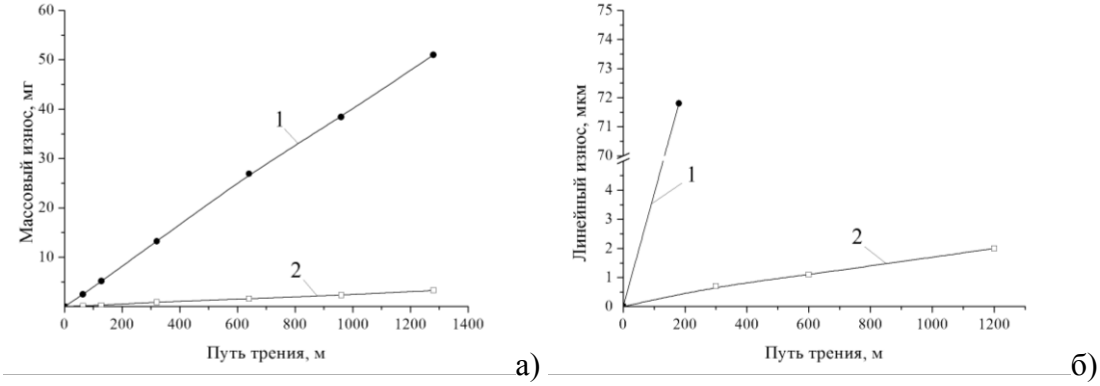


Рис. 3. Зависимости массового и линейного изнашивания покрытия из титанового сплава ОТ4 в условиях сухого трения (а) и трения в смазочном материале И-20А (б), соответственно (1 – монолитный сплав ВТ1-0; 2 – газотермическое покрытие из титанового сплава ОТ4)

Таким образом, можно сделать вывод, что использование высокоскоростной металлизации позволяет формировать титановых газотермические покрытия с большим

содержанием нитрида титана, характеризующиеся повышенной износостойкостью в различных условиях трения.

Заключение. Исследована структура, фазовый состав, дюрометрические и триботехнические свойства газотермических покрытий из титановых сплавов ОТ4 и ВТ1-0, полученных методом высокоскоростной металлизации. Показано, что напыленные покрытия имеют повышенную пористость, которая составляет 30-40 об. %, и включают большое количество нитрида титана TiN (до ≈ 70 об. %). Твердость покрытий составляет 500-650 HV 10, а их микротвердость – 1600-1800 HV 0,025. Износостойкость покрытий из титанового сплава ОТ4 в условиях сухого трения в ≈ 16 раз превышает износостойкость монолитного титанового сплава ВТ1-0. В условиях трения в смазочном материале И-20А износостойкость покрытий из титанового сплава ОТ4 в ≈ 240 раз превышает износостойкость монолитного титанового сплава ВТ1-0, что свидетельствует об эффективном предотвращении явления водородного охрупчивания.

Литература

1. Белоцерковский М.А. Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий. – Минск.: УП «Технопринт», 2004. – 200 с.
2. Структурно-фазовое состояние и трибо-технические свойства псевдосплавов, напыленных из высокохромистых сталей и цветных металлов / А.В. Сосновский, М.А. Белоцерковский, А.Н. Григорчик, Е.В. Астрашаб, А.В. Сосновский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2019. – Т.15. – №8. – С. 355-359.
3. Григорчик А.Н. Коррозионная стойкость газотермических покрытий, напыленных методом высокоскоростной металлизации / А.Н. Григорчик, Е.В. Астрашаб, В.А. Кукареко, М.А. Белоцерковский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2021. – Т.17. – №4. – С. 176-180.
4. Кукареко В.А. О природе формирования метастабильной аустенитной структуры при газотермическом напылении высокохромистой стали мартенситного класса 95Х18 / В.А. Кукареко, А.Н. Григорчик, М.А. Белоцерковский, А.В. Сосновский // Упрочняющие технологии и покрытия. – М., 2017. – Т.13. – №7 (151). – С. 318-322.
5. О роли водорода в процессах разрушения материалов. / Ставровский М.Е., Сидоров М.И., Албагачиев А.Ю., Рагуткин А.В., Лукашев П.Е. – М.: «Эко-Пресс», 2020. – 208 с.
6. Кононов А.Г., Кукареко В.А., Белый А.В., Шаркеев Ю.П. Ионно-модифицированные субмикрокристаллические титановые и циркониевые сплавы для медицины и механики // Механика машин, механизмов и материалов. – 2013. – №1 (22). – С. 47-53.

УДК621.785.53:620.178.16.620.186

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЗОТИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

INFLUENCE OF THE STRUCTURAL STATE OF THE SURFACE LAYER ON THE TRIBOTECHNICAL CHARACTERISTICS OF NITRIDED STEELS

Куксенова Л.И.[1] - д-р техн. наук, гл.н.с., **Алексеева М.С.**[1,2] - канд.техн.наук, ст.н.с.
[1]*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН), г. Москва, Россия*
[2]*Федеральное государственное унитарное предприятие Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» Государственный научный центр Российской Федерации (ВИАМ), г. Москва, Россия*
e-mail: lkukc@mail.ru

Abstract. The tribological characteristics of nitrided steels of pearlitic and martensitic classes were analyzed: 38Kh2MYuA and VKS-7, VKS-10, respectively. An increase in wear resistance and the duration of the normal friction mode of nitrided steel is associated with a set of interrelated structural changes: the creation of conditions for the formation of incoherent particles of the hardening phase during tempering; an increase in the density of defects in the martensite crystal lattice during deformation, which increase the diffusion mobility of alloying elements; a decrease in the proportion of matrix coherent precipitates and a decrease in the level matrix lattice microdeformations.
Key words: structure, surface layer, structural steels, nitriding

Аннотация. Анализировали триботехнические характеристики азотированных сталей перлитного и мартенситного классов: 38Х2МЮА и ВКС-7, ВКС-10 соответственно. Повышение износостойкости и увеличение длительности нормального режима трения азотированной стали связано с совокупностью взаимосвязанных структурных изменений: созданием условий формирования некогерентных частиц упрочняющей фазы при отпуске; повышением плотности дефектов кристаллической решетки мартенсита при деформации, увеличивающих диффузионную подвижность легирующих элементов; уменьшением доли матричных когерентных выделений и снижением уровня микродеформации кристаллической решетки матрицы.
Ключевые слова: структура, поверхностный слой, конструкционные стали, азотирование

Введение

Основными показателями качества узлов трения является их надежность и долговечность, которые определяются механическими свойствами конструкционных материалов (твердостью, износостойкостью, усталостной прочностью). При этом поверхностный слой является объектом, с которого начинается разрушение детали. Поэтому решение проблемы повышения надежности и долговечности узлов трения связано с технологическим обеспечением качества их поверхностного слоя, в котором локализуются основные деформационные и физико-химические процессы в условиях контактного взаимодействия, контактной деформации.

Азотирование является распространенной технологией модифицирования конструкционных материалов, повышающей долговечность сопряжений. Процесс азотирования прошел длительный путь совершенствования. В настоящее время в технологии азотирования известны ряд факторов, которые позволяют регулировать

структурное состояние нитридного слоя и диффузионной зоны: температура азотирования, состав насыщающей среды, состав стали. Практика также показывает, что среди технологических факторов, обеспечивающих требуемые эксплуатационные характеристики изделий, особое место занимает предварительная обработка стали, которая может быть термической, деформационной или их сочетанием. Поэтому в настоящее время совершенствование традиционных технологий повышения качества поверхностных слоев высоконагруженных стальных деталей включает предварительные методы обработки, направленно активизирующие процессы диффузионного насыщения [1].

В данной работе экспериментально исследовано влияние предварительной обработки сталей перлитного и мартенситного классов на структурное состояние поверхностного слоя при азотировании и его роль в повышении триботехнических характеристик сопряжений (твердости, износостойкости, контактной выносливости).

Материалы и методики исследования

В таблице 1 приведены составы сталей перлитного (38Х2МЮА) и мартенситного (ВКС-7, ВКС-10) классов, из которых изготавливали экспериментальные образцы.

Таблица 1. Химический состав сталей (масс. %)

	C	Cr	Ni	Mo	Mn	W	Si	V	Nb	Al	S	P	Cu
ВКС-7	0,14-0,18	1,8-2,2	2,7-3,0	0,40-0,60	0,30-0,60	0,20-0,30	0,17-0,37	0,10-0,20	0,10-0,20	0,02-0,07	≤0,015	≤0,025	
ВКС-10	0,10-0,15	3,0-3,4	2,7-3,0	1,90-2,30	0,30-0,60	0,20-0,50	0,17-0,37	0,05-0,15	0,05-0,15	≤0,040	≤0,015	≤ 0,015	
38Х2МЮА	0,35-0,42	1,35-1,65	0,30	0,15-0,25	0,30-0,60	-	0,20-0,45	-	-	0,70-1,10	≤0,025	≤0,025	≤0,30

Предварительная термическая обработка образцов включала закалку и высокий отпуск при разных температурах; последующую поверхностную пластическую деформацию осуществляли с помощью дробеструйной обработки. Объемная пластическая деформация проводилась при обработке давлением с максимальной допустимой степенью деформации 80% [2]. Стали ВКС-7 и ВКС-10 подвергались ионно-плазменному азотированию в среде азотно-водородной газовой смеси при 500^0 С, 20 ч. Азотирование стали 38Х2МЮА проводили при 500-550 ^{o}С, 30 ч. в среде диссоциированного аммиака.

При исследовании структурно-фазового состояния поверхностного слоя применяли металлографический, рентгеноструктурный и электронно-микроскопический методы.

Оценку триботехнических свойств проводили на стенде с возвратно-поступательным движением плоских образцов при p = 10 МПа и V=0,19 м/с в среде Литол-24; на стенде СМЦ-2 в условиях качения с проскальзыванием при p = 348 МПа и V = 0,96 м/с в масле И-20А. Испытания на контактную усталость проводили на двухпозиционном стенде Ш-17; оценку контактной долговечности проводили на машине МКВ-К [1].

Результаты и обсуждение

На рис.1.приведена схема, иллюстрирующая результаты послойного анализа поверхностного азотированного слоя. Исследования показали, что фазовый изменяется по глубине в последовательности: оксиды Fe_3O_4; ε-фаза; смесь ε и γ′- фаз в виде пластинчатых образований; γ′ - фаза с прослойками ε-фазы; ОЦК-α-Fe с дисперсными включениями специальных нитридов. При этом согласно результатам триботехнических испытаний, каждая структурная составляющая, обладает разной износостойкостью. Слой оксидов (интенсивность изнашивания ($I_h \sim 10^{-8}$), в процессе приработки разрушается. Зона, в которой находится наибольшее количество частиц ε-фазы ($Fe_{2\text{-}3}N$), обладает

наиболее высокой износостойкостью (I_h~10^{-11}). Оценка ресурса работоспособности этого слоя показала значения, превосходящие ресурс диффузионной зоны (α-Fe), интенсивность изнашивания которой имеет значения, характерные для работоспособных азотированных узлов трения машин ($I_h \sim 10^{-9}$).

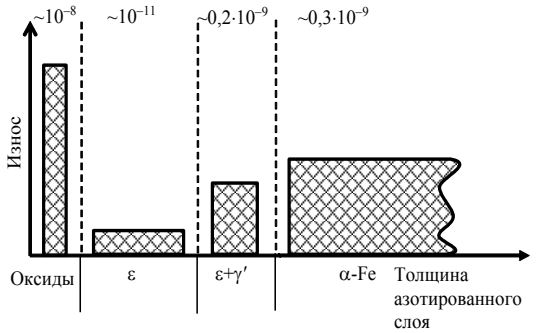


Рис. 1. Схема распределения фаз по толщине азотированного слоя стали 38Х2МЮА и соответствующие уровни интенсивности изнашивания

В таблице 2 приведены твердость основных структурных составляющих (α-Fe и ε) и характеристика субструктуры этих фаз (физическое уширение рентгеновских линий β_{hkl}).

Таблица 2. Характеристики свойств азотированного слоя

Температура отпуска, t^0 C	Твердость HV, МПа		$\beta_{(hkl)}$ α-Fe, рад.	$\beta_{(hkl)}$ ε-фазы, рад.
	Слой нитридов железа (ε-фаза)	Диффузионная зона		
500	5850	10 000	$31{,}5 \cdot 10^{-3}$	$6{,}5 \cdot 10^{-3}$
550	5900	9 250	$24{,}0 \cdot 10^{-3}$	$10{,}5 \cdot 10^{-3}$
600	5850	9 000	$21{,}5 \cdot 10^{-3}$	$12{,}5 \cdot 10^{-3}$
650	5900	8900	$20{,}0 \cdot 10^{-3}$	$14{,}0 \cdot 10^{-3}$

С повышением температуры отпуска $\beta_{(hkl)}$ α-Fe уменьшается (в результате снижения микродеформации кристаллической, вызванного формированием некогерентных частиц упрочняющей фазы [1]); β_{hkl} ε-фазы тем выше, чем выше температура отпуска (размер частиц ε-фазы, по данным рентгеновского и электронно-микроскопического исследований, уменьшается в два раза в нанокристаллическом диапазоне: от 50 нм при $t_{отп}$ =500^{0}C до 25 нм при $t_{отп}$ =650^{0}C). Изменяется также размер частиц нитридов легирующих элементов и их распределение в диффузионной зоне стали [3,4]. Установлено, что нитридные частицы размером ~ 10 нм ($t_{отп}$ >600^{0}C) соответствуют их некогерентному с матрицей состоянию. Приведенные данные указывают, что условия повышения износостойкости стали создаются в результате: уменьшения уровня микродеформации кристаллической решетки (при когерентных нитридах величина микродеформации составляет ~ $10{,}3 \cdot 10^{-3}$, при некогерентных частицах она в 2,5 раза меньше и составляет ~ $3{,}9 \cdot 10^{-3}$); увеличения доли некогерентных частиц упрочняющей фазы и формирования нанокристаллического состояния фазы нитридов железа в слое, прилегающем к оксидной зоне.

В целом, представленные экспериментальные результаты дают основание рассматривать предварительную термическую обработку азотируемых сталей в качестве фактора управления структурой и свойствами азотированного слоя за счет направленного воздействия на формирование тонкой структуры твердого раствора на основе железа для образования нитридных частиц заданного размера и плотности их распределения, а также свойств и структуры слоя нитридов железа, непосредственно прилегающего к свободной поверхности (под слоем оксидов, разрушающимся на стадии приработки сопряжения).

Образование нитридов в стали реализуется по двум механизмам: гомогенному – на сегрегациях легирующих элементов и гетерогенному – на дефектах кристаллического строения [1,3,4]. Поэтому есть основания предполагать позитивную роль поверхностной пластической деформации перед азотированием в повышении эксплуатационных характеристик стали. Исследовали сталь ВКС-7 после закалки, высокого отпуска, дробеструйной обработки и последующего азотирования при 520^0С. Результаты приведены в таблице 3.

Таблица 3. Структура, состав и долговечность стали ВКС-7

Обработка	Характеристики диффузионной зоны стали			
	Ni,%(в зернограничных областях)	N,%	$\beta_{(hkl)}$ α-Fe, мрад	$N_{50}.10^{-6}$, циклов
Азотирование	15	0,7	35	10,2
ППД+азотирование	30	0,5	30	21,6
N_{50} – долговечность, соответствующая 50%-ной вероятности разрушения				

Повышение контактной долговечности связано: во-первых, при ППД повышается плотность дефектов решетки мартенсита, что увеличивает долю некогерентных нитридов и тем самым снижает уровень микродеформации кристаллической решетки матрицы; во-вторых, ППД увеличивает диффузионную подвижность элементов, в том числе никеля, способствуя его активному перемещению к границам зерен при азотировании и уменьшению охрупчивающего влияния границ зерен [3].

Известно, что структурные изменения, вызванные ППД, распространяются на глубину ~0,1 мм, что меньше глубины залегания максимальных касательных напряжений при циклических нагрузках. Тем не менее, фиксируемая позитивная роль ППД выявляет подход к повышению качества азотируемой стали, основанный на совмещении предварительной термической и деформационной обработок стали, которые модифицируют структурное состояние всего объема образцов, способствуя последующей активизации процесса насыщения стали азотом. Результаты оценки триботехнических характеристик сталей после комбинированной обработки (термическая, деформационная, азотирование) приведены в таблице 4.

Таблица 4. Интенсивность изнашивания сталей ВКС-7 и ВКС-10

Схема испытаний	Контробразец, цементация	Испытываемая азотированная сталь	Интенсивность изнашивания
Трение скольжения	Сталь20	ВКС-7	$3{,}6.10^{-11}$
		ВКС-10	$2{,}7.10^{-11}$
Трение качения	Сталь 18ХГТ	ВКС-7	$7{,}7.10^{-10}$
		ВКС-10	$1{,}5.10^{-9}$

Следует подчеркнуть, что поверхности трения обладают не только высокой износостойкостью, но и высокой задиростойкостью в тяжелых режимах испытаний. Проведенные нами исследования кроме того показали, что при базовом числе циклов $(1–2)\cdot10^7$ значения предела контактной выносливости сталей ВСК-7 и ВКС-10, обработанных по комбинированной технологии, близки и составляют ~1580 МПа.

Заключение

Оценка износостойкости азотированных сталей и сплавов разного состава показывает, что при выборе режимов химико-термической обработок для деталей узлов трения необходимо рассматривать триботехнические характеристики не только диффузионной зоны и ее твердости, но и нитридного слоя, для которых в совокупности с позиций трибологии подобранные режимы обеспечат максимальный эффект по ресурсу сопряжения. Связано это с тем, что деформационные процессы при трении создают

последовательную послойную трансформацию структуры, которая реализует установившийся режим внешнего трения и с которым связан ресурс работы узла. Параметры структуры зоны деформации в установившемся режиме трения служат показателями требуемой износостойкости материала как структурно-чувствительной характеристики.

Литература

1. *Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Оспенникова О.Г., Алексеева М.С., Громов В.И.* Инженерия поверхности и эксплуатационные свойства азотированных конструкционных сталей / Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2019. – 600с.
2. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Фахуртдинов Р.С., Алексеева М.С., Данилов В.Д., Смирнов А.Е., Громов В.И. Повышение характеристик механических свойств теплостойких сталей методом активации процесса азотирования //Проблемы машиностроения и надежности машин. 2014. №2. С.90-95.
3. Жихарев А.В. Научное обоснование и разработка технологии предварительной обработки конструкционных азотируемых сталей / Автореф. дис. канд. техн. наук. М.: МГТУ им. Баумана. 2004. - 16 с.
4. Мичугина М.С. Разработка структурного состояния азотированного слоя конструкционных сталей, ответственного за их износостойкость / Автореф. дис. канд. техн. наук. М.: МАИ (Государственный технический университет). 2008. – 16 с.

УДК 620.178.162

МОДЕРНИЗАЦИЯ МАШИНЫ ТРЕНИЯ ИМ-58

MODERNIZATION OF IM-58 FRICTION TESTING MACHINE

Кулаков О.И.[1] – научный сотрудник
[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: kulakov@imash.ru

Abstract. The modernization of IM-58 friction testing machine is presented. The modernized machine provides higher speed and high accuracy digital measurements of tribological parameters.
Key words: key words, key words, key words, key words.

Аннотация. В работе описан вариант модернизации малого инерционного стенд ИМ-58 для его соответствия современным требованиям. Модернизированный стенд позволяет измерять трибологические свойства испытуемых материалов в цифровом виде с большей скоростью и точностью.
Ключевые слова: машина трения, модернизация, нестационарное трение, ИМ-58.

Малый инерционный стенд ИМ-58 разработан АК Рубин совместно с лабораторией исследования фрикционных свойств материалов ИМАШ специально для моделирования нестационарных процессов трения без смазки [1]. Общее описание этого стенда и методы его использования неоднократно описаны в работах А.В. Чичинадзе, одного из создателей стенда [2]. Стенд ИМ-58 применяется на 2 этапе рационального цикла испытаний фрикционных материалов (модельные испытания) после проведения испытаний на фрикционную теплостойкость выбранных пар трения [3].

На сегодняшний день стенды ИМ-58 по-прежнему актуальны и находят широкое применение в испытаниях современных материалов для тормозных систем, однако, измерительная часть стенда является крайне устаревшей. Так, измерение времени испытания проводится электрическими секундомерами, измерение частоты вращения – стрелочными вольтметрами, либо устаревшими осциллографами, либо косвенно, опытным путем, по току якоря разгонного двигателя. Момент трения снимается месдозой, либо иногда самодельными тензобалками. Температуры в зоне фрикционного контакта измеряются стрелочными приборами М-64, переключение термопар – галетными переключателями. Тензобалки (при их наличии) и дополнительные термопары подключены к шлейфовым осциллографам, например, К-12. Величина нагружения определяется по стрелочным манометрам.

В процессе модернизации был проведена замена пневматической системы установки (рис. 1). Сжатый воздух поступает от пневмотрассы лаборатории и дополнительно в ресиверы, установленные в установке, контроль давления в ресиверах осуществляется манометром. Также в пневмосистему добавлен пневмопистолет, необходимый для обдува исследуемых образцов от продуктов трения и их охлаждения после фрикционного нагрева. Регулировка давления в пневмоцилиндре нагружения осуществляется регулятором с манометром и обратным клапаном, подача воздуха непосредственно в цилиндр осуществляется поворотным краном, который при закрытии стравливает сжатый воздух из цилиндра. Величина нагружения измеряется оттарированным тензометрическим датчиком давления. Возврат каретки неподвижного образца после испытания обеспечивается пружинами.

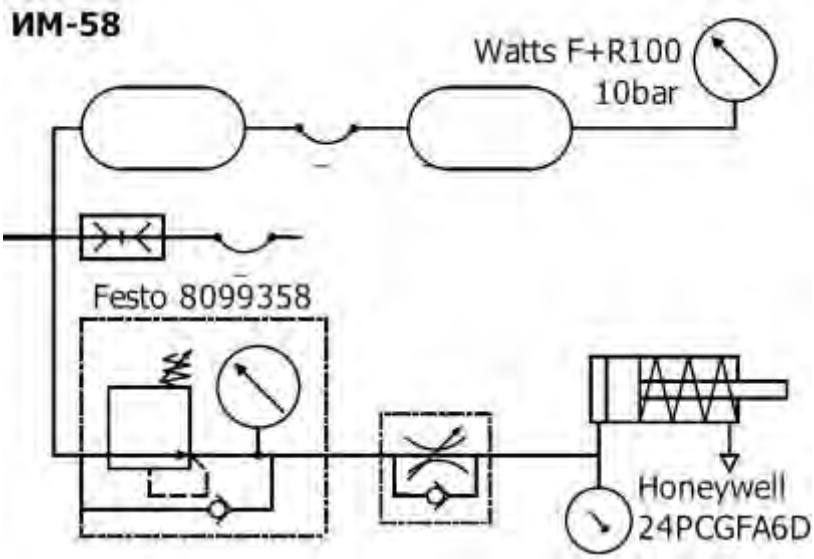


Рис.1. Пневматическая схема стенда ИМ-58

Для измерения момента трения установлена односторонняя плоская тензобалка Vishay класса С3. Для устранения избыточных биений в процессе испытаний рычаг, передающий момент трения, слегка поджимается к тензобалке пружиной.



Рис.2. Модернизированный стенд ИМ-58

Электрическая часть установки была переработана для соответствия современным требованиям: установлены защитные автоматы на каждую группу потребителей, подключение и отключение цепей питания двигателя выполняется контактором.

Измерение суммарного количества оборотов (пути трения) выполняется счётчиком импульсов ОВЕН СИ10 с индуктивным датчиком, измерение частоты вращения вала – тахометром ОВЕН ТХ-01 с индуктивным датчиком.

Тензометрические датчики давления и момента трения, а также колодка для подключения термопар подключены к крейтовому измерительному комплексу Lcard LTR-EU-8 с модулями LTR-212M (тензометрический) и LTR-27 с субмодулями H-27T

(термопарные). Измерения и обработка данных пополняются в программном комплексе ACTest Platform. Внешний вид модернизированного стенда ИМ-58 приведён на рисунке 2.

Проведённая модернизация не требует больших финансовых и временных затрат, однако позволяет заметно упростить работу с установкой, особенно при проведении длительного цикла испытаний фрикционных материалов. Аналогичная модернизация может быть проведена для других однотипных стендов, например, ИМ-58М или ИМ-58-Т2.

Литература

1. Крагельский И.В. Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.
2. Чичинадзе А.В. Расчет и исследование внешнего трения при торможении / А.В. Чичинадзе; под ред. Л.В. Кудрявцева. – М.: Наука, 1967. – 231 с.
3. Чичинадзе, А. В. Теоретические и прикладные задачи тепловой динамики и моделирования трения и износа фрикционных пар / А. В. Чичинадзе // Трение и износ. – 2009. – Т. 30. – № 3. – С. 275-295.

УДК 620.178.162

МОДЕРНИЗАЦИЯ МАШИНЫ ТРЕНИЯ УМТ

MODERNIZATION OF UMT FRICTION TESTING MACHINE

Кулаков О.И.[1] – научный сотрудник
[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
kulakov@imash.ru

Abstract. The modernization of UMT friction testing machine is presented. The modernized machine provides higher speed and high accuracy digital measurements of tribological parameters.
Key words: key words, key words, key words, key words.

Аннотация. В работе описан вариант модернизации машины трения УМТ-1 для её соответствия современным требованиям. Модернизированная машина позволяет измерять трибологические свойства испытуемых материалов в цифровом виде с большей скоростью и точностью.
Ключевые слова: машина трения, модернизация, фрикционная теплостойкость, УМТ-1, УМТ-2168.

Универсальная машина трения УМТ-1, а также её обновлённая версия УМТ-2168 УНИТРИБ разработана под руководством А.В. Чичинадзе лабораторией исследования фрикционных свойств материалов ИМАШ совместно с ПО «Точприбор» (г. Иваново) специально для моделирования стационарных процессов трения, как со смазкой, так и без неё. Установка обеспечивает выполнение испытаний по нескольким схемам, основной из которых является «кольцо-кольцо». Общее описание этой машины и методы проведения испытаний неоднократно описаны в литературе [1]. Машина УМТ особенно активно применяется на 1 этапе рационального цикла испытаний фрикционных материалов (фрикционная теплостойкость) [2] согласно РД 50-662-88.

В СССР было выпущено большое количество установок типа УМТ, многие из которых по-прежнему используются в лабораториях без модернизации. Однако, управление установкой относительно неудобно, а измерительная часть стенда является на сегодняшний день весьма устаревшей. Так, измерение момента трения осуществляется индуктивным датчиком, требующим стабилизированного питания переменным током, а также нуждающимся в постоянной тарировке. Управление нагружением осуществляется двойной системой пневматических вентилей и переключателей (для двух диапазонов), а измерение величины нагрузки – двумя образцовыми манометрами. Измерение общего числа оборотов (пути трения) осуществляется электромеханическим счётчиком, измерение частоты вращения – вольтметром, включенным в цепь тахогенератора двигателя постоянного тока. Запись момента трения и температур в зоне трения проводится на диаграммную ленту самописцами типа КСП-4. Подключение термопар выполнено компенсационными проводами, но без экранирующей оплётки, при этом провода проложены в одном жгуте с силовыми и сигнальными линиями. Установка УМТ-2168 позволяет программировать режимы испытаний: задавать продолжительность испытания, фиксированные частоты вращения двигателя итд., однако, измерительная и пневматическая системы принципиально не поменялись.

В процессе модернизации была изменена пневматическая системы установки (рис. 1). Сжатый воздух поступает от пневмотрассы лаборатории, регулировка давления в пневмоцилиндре нагружения осуществляется регулятором с манометром и обратным клапаном, также сохранён штатный образцовый манометр типа МО на 6 кгс/см^2 для дополнительного контроля давления. Был изготовлен новый шток нагружающего устройства, к которому жёстко присоединён тензометрический датчик типа М50.

Сферическая часть датчика нагружает шток, связанный с образцедержателем. Датчик тарируется с помощью динамометра.

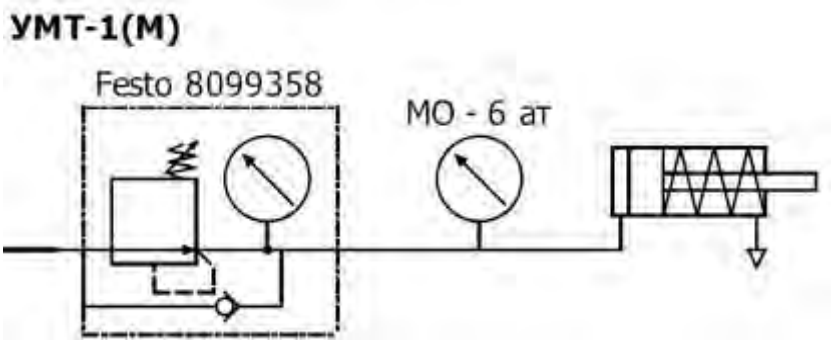


Рис.1. Пневматическая схема установки УМТ-1.

Для измерения момента трения установлена односторонняя плоская тензобалка Vishay класса С3. Для устранения удара по тензобалке в начале испытания рычаг, передающий момент трения, поджат к тензобалке регулируемой опорой. Тарировка момента трения выполняется штатными средствами.



Рис.2. Модернизированный стенд УМТ-1.

Электрическая часть установки была переработана для соответствия современным требованиям. Штатный шкаф управления был заменён на подвижную тумбу с приводом двигателя и силовым шкафом. Обновлённая электросхема полностью сохраняет штатный функционал, при этом работает бесшумно и занимает мало места. Так, реализовано отключение привода при истирании образца или превышении заданного момента с сигнализацией оператору.

На передней панели машины установлены счётчик импульсов ОВЕН СИ-10 для измерения суммарного количества оборотов (пути трения) и тахометр ОВЕН ТХ-01 для измерения частоты вращения вала. Приборы получают сигналы с индуктивных датчиков. Кроме того, установлен терморегулятор Rex C100 для управления дополнительной кольцевой печью для внешнего нагрева образцов. Также на панель установки выведены кнопки запуска привода и задатчик частоты вращения.

Для работы с установкой используется крейтовый измерительный комплекс Lcard LTR-EU-8. Тензометрические датчики подключены к модулю LTR-212M, а колодка для подключения термопар – к модулю LTR-27 с субмодулями H-27T с использованием экранированных компенсационных проводов. Измерения и обработка данных

пополняются в программном комплексе ACTest Platform. Внешний вид модернизированного стенда ИМ-58 приведён на рисунке 2. Рабочее место оператора показано на рисунке 3.



Рис.3. Рабочее место оператора.

При проведении модернизации разумно также установить высокоточный датчик линейных перемещений для измерения истирания образцов в реальном времени. Также возможным направлением модернизации является замена привода двигателя постоянного тока на современный с цифровым управлением, что позволит полностью отказаться от перекатной тумбы, снизить шумность двигателя во время испытаний, а также практически полностью автоматизировать процесс проведения испытаний.

Проведённая модернизация не требует больших финансовых и временных затрат, позволяет упростить работу с установкой и заметно повысить эффективность работы операторов.

Литература

1. Основы трибологии (Трение, износ, смазка) / А. В. Чичинадзе, Э. Д. Браун, Н. А. Буше и др.; Под общ. ред. А. В. Чичинадзе., 2-е изд. переработ, и доп. – М.: Машиностроение, 2001. – 664 с.

2. Чичинадзе, А. В. Теоретические и прикладные задачи тепловой динамики и моделирования трения и износа фрикционных пар / А. В. Чичинадзе // Трение и износ. – 2009. – Т. 30. – № 3. – С. 275-295.

УДК 621.86/.87

ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ЖИВУЧЕСТИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОЙ СТАЛИ

EVALUATION OF OPERATIONAL SURVIVABILITY OF RAILWAY STEEL

Лебединский С.Г. – к.т.н., доцент, с.н.с., **Москвитин Г.В.** – д.т.н., проф.,
Наумов О.В. – м.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: SLebedinski@yandex.ru

Abstract. The regularities of the fatigue crack development during the operational loading process and harmonic (according to the standard fatigue failure diagram) in the samples of low-alloy steel of the cargo car's superstructure beam were evaluated.
Key words: operational survivability, low-alloy steel, loading block, experiment, parameters of the fatigue failure diagram.

Аннотация. Проведена оценка закономерностей развития усталостной трещины при эксплуатационном процессе нагружения и гармоническом в образцах из низколегированной стали литой надрессорной балки грузового вагона.
Ключевые слова: эксплуатационная живучесть, низколегированная сталь, эксперимент, параметры диаграммы усталостного разрушения.

Оценка ресурса железнодорожных конструкций по условию прочности особенно актуальна для литых деталей. Известно, что в процессе их изготовления неизбежно возникают дефекты литья, которые являются концентраторами напряжений, приводящими к развитию усталостных трещин. Так ресурс тележки грузового вагона в значительной степени может определяться продолжительностью развития усталостных трещин до критических величин. Основными факторами, которые влияют на развитие трещин, при низких уровнях нагружения являются циклический гистерезис напряжений и деформаций в вершине трещины, взаимодействие их с остаточными напряжениями. При этом значительно усиливает влияние на процесс разрушения воздействие окружающей среды. Это говорит о сложности прогнозирования процессов накопления повреждений, особенно при низких эксплуатационных нагрузках, принимая во внимание их случайный характера.

Как правило, расчёты развития усталостных трещин под действием эксплуатационного нагружения проводятся с использованием параметров кинетической диаграммы усталостного разрушения (КДУР) материала, которые получают экспериментально, при гармонических процессах нагрузки. Поэтому важно установить, в каком соотношении находится скорость роста трещины по КДУР с соответствующими средними параметрами эксплуатационного процесса нагружения. В работе [1] представлены результаты экспериментальных исследований по развитию усталостных трещин в образцах из литой железнодорожной стали. Найдено соотношение величины порогового коэффициента интенсивности напряжений Kth, определяемого по кинетической диаграмме усталостного разрушения стали 20ГФЛ и по средним параметрам эксплуатационного процесса нагружения. Анализ показал, что при таком сравнении эксплуатационный процесс имеет пороговый уровень Kth более низкой величины. Это говорит о том, что повреждающие свойства его выше, относительно гармонического нагружения. Такие результаты заставляют провести расширенный анализ экспериментальных данных, полученных при эксплуатационном процессе нагружения и построить участок КДУР по его средним значениям (средней амплитуде КИН – ΔK_{cp} и коэффициенте асимметрии – R). То есть построить вторичную КДУР по средним значениям эксплуатационного процесса. Подобный метод, применительно к построению

вторичных кривых усталости (до зарождения трещины) нерегулярных процессов нагружения, проводился ранее [2] для учета возможного отклонения, повреждающей способности таких процессов нагружения от линейной гипотезы суммирования повреждений. Это делалось для определения необходимой корректировки показателя степени кривой усталости материала.

Построение диаграммы усталостного разрушения по параметрам эксплуатационного процесса нагружения. Для построения используются результаты работы [1]. В этой работе представлен метод оценки живучести материала, где закономерность изменения скорости развития трещины исследуется при снижении уровня эксплуатационного нагружения. Снижение производится в соответствии с уменьшением жёсткости (увеличением податливости) образца при росте трещины. То есть снижение нагрузки на испытательном стенде происходит в зависимости от роста трещины. Это осуществляется по следующему алгоритму. Во время эксперимента на первом его этапе воспроизводится записанный в эксплуатации блок нагружения (рис.1а), и при этом производится запись соответствующего процесса раскрытия берегов трещины с экстензометра (рис.1б). На втором этапе эта запись включается на испытательном стенде как управляющий сигнал.

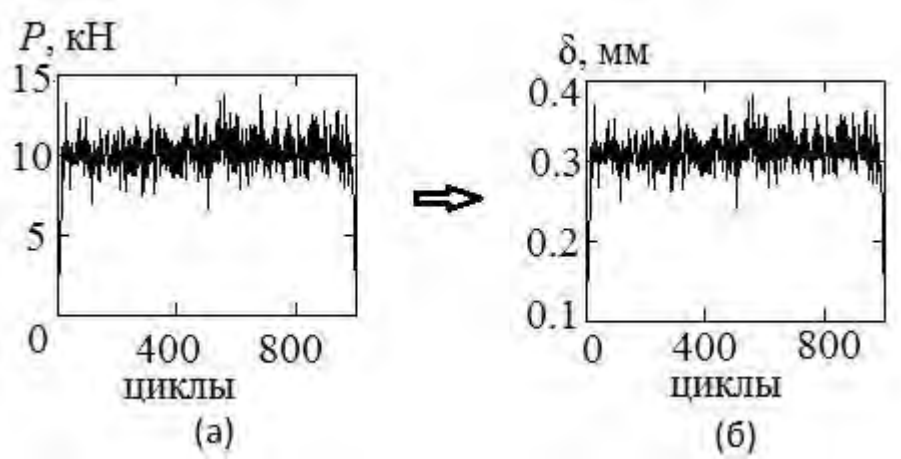


Рис.1 Схема создания блока смещения берегов трещины в образце (тип С(Т)- внецентренное растяжение), эквивалентный эксплуатационному блоку нагружения.

Таким образом, испытания велись при отработке постоянных блоков раскрытия трещины в образце (в режиме жесткого нагружения). Когда трещина ещё не продвинулась, блок раскрытия находится в полном соответствии с блоком нагружения, записанным в эксплуатации с помощью тензодатчиков на раме вагона. Далее, с ростом трещины, для отработки неизменяемого блока раскрытия требуется меньше усилий и нагрузка снижается. Применяя такой метод, удаётся обеспечить постепенность снижения нагрузки и при этом воспроизвести процесс, в силовом воздействии на образец, подобный первоначально заданному эксплуатационному процессу нагружения. В рамках эксперимента моделировался эксплуатационный процесс нагружения, типичный для прямолинейного участка железнодорожного пути. То есть, выбран процесс нагружения высокой степени регулярности. При испытании использовался стандартный образец, тип С(Т) (внецентренное растяжение, ГОСТ 25.506-85), размер образца - 125×120×9 мм, сталь 20ГФЛ, вырезанный из надрессорной балки грузового вагона. Величина начальной трещины, на которой отрабатывался исходный эксплуатационный блок нагружения L_0 = 36 мм от линии приложения нагрузки. Во время всего испытания велась полная запись, как с экстензометра, так и с канала нагрузки (с динамометра) и отслеживалось изменение величины трещины. Далее, при анализе этих записей, выявлено, что с ростом трещины соотношение максимального и минимального значений циклов нагружения, относительно исходного процесса, меняется с коэффициентом подобия KP для всех циклов блока. Коэффициент асимметрии R для каждого цикла остается постоянным с изменением длины

трещины, при этом средняя величина нагрузки снижается. Таким образом, коэффициентом подобия является величина: $KPi = (Pmax - \sum\Delta Pi)/Pmax$, где KPi соответствует длине трещины Li; $Pmax$ – максимальное значение нагрузки в первом (исходном) блоке, когда трещина еще не продвинулась (рис. 1); $\sum\Delta Pi$ – суммарное снижение величины $Pmax$. Таким образом, произведение коэффициента KPi на все экстремумы циклов нагрузки исходного блока определяет блок нагрузки при длине трещины Li в образце С(Т). На рис. 2а представлена зависимость коэффициента подобия $KP(\sum\Delta L)$ от суммарного увеличения длины трещины $\sum\Delta L$, при ее исходной величине L_0 = 36 мм.

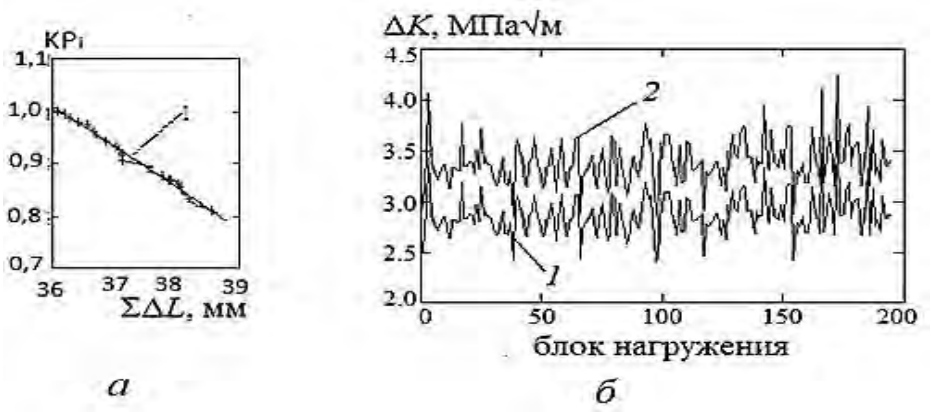


Рис.2 Изменение коэффициента подобия KPi, при росте трещины L = 36.00–38.61 мм (а) и изменение расчётной амплитуды КИН процесса, при росте трещины: 1– при L = 40.49 мм; 2 – при L = 36.08мм (б)

Построение вторичной КДУР. Для построения вторичной КДУР применен следующий алгоритм. За исходный параметр принимается значение скорости трещины, при блочном нагружении V [м/цикл], т.е. по цикловой размерности. По экспериментально определенному соотношению $V(\sum\Delta L)$ определяется, какой длине трещины эта скорость соответствует и чему при этом равен коэффициент подобия нагрузки KP (1). Произведение KP на экстремумы циклов исходного блока нагружения определяет блок нагружения, соответствующий длине трещины $L_0 + \sum\Delta Li$ мм, где L_0 – начальная длина трещины, при которой отрабатывался и записывался исходный блок перемещений. В работе [1] L_0 = 36 мм от оси приложения нагрузки. Зная длину трещины и процесс нагружения, по известной зависимости для стандартного образца С(Т) [3], рассчитывается последовательность изменения амплитуды КИН ΔK МПа·√м, при среднем значении по блоку коэффициенте асимметрии R. Для диаграммы определяем среднее значение блока ΔKcp, при среднем, не изменяющемся в процессе испытаний, значении коэффициента асимметрии R = 0.86. В результате получаем соотношение: $V - \Delta Kcp$, R [м/цикл – МПа·√м], т.е. КДУР эксплуатационного процесса по его усредненным параметрам.

Для построения стандартной КДУР материала используем полученную ранее [4] для этой же стали зависимость (1):

$$V(\Delta K) = \frac{V_0[\Delta K - K_{th}(1-R)^{\alpha}]^n}{[K_{fc}(1-R) - \Delta K]^n} \qquad (1)$$

где α = 0.55; $V_0 = 1.6 \cdot e^{-8}$; n = 1.1; K_{th} = 12.12 МПа·√м, при R= 0.

Для того же значения R=0,86 строим КДУР стали и находим для того же интервала скорости V, соответствующие значения ΔK, для процесса гармонического нагружения.

На рис. 3 показаны участки КДУР для эксплуатационного процесса, и стандартная КДУР стали. Из сравнения диаграмм видно более резкое снижение скорости при блочном нагружении $V(\Delta Kcp)$ (рис. 3, линия 1) и более медленное снижение по зависимости $V(\Delta K)$ (рис. 3, линия 2). Заметим, что в том же интервале изменения скорости трещины по

стандартной КДУР (линия 2) требуется значительно более высокий уровень амплитуды КИН, ΔK (диаграмма существенно сдвинута в право), чем средний уровень амплитуды блочного нагружения. И это не смотря на высокую степень регулярности блока эксплуатационной нагрузки.

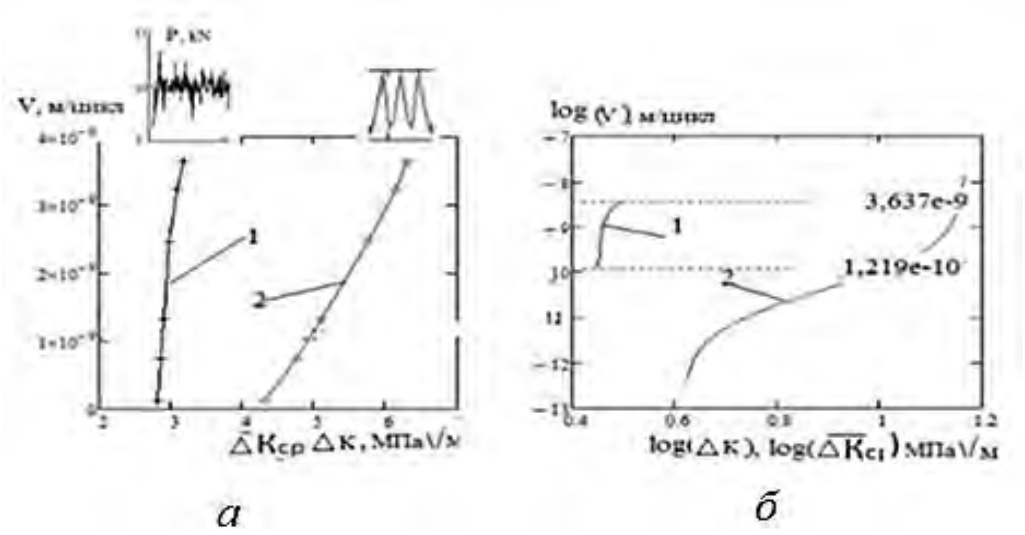


Рис. 3. Диаграммы усталостного разрушения для стали 20ГФЛ при эксплуатационном -1 и гармоническом - 2 процессах в интервале изменения скорости от V = 3.637e–9 до 1.219e–10 м/цикл.: (а) – в интервале сравнения ΔKcp и ΔK = 2–7 [МПа·√м]; (б) – тот же участок по скорости V и КИН в масштабе полной КДУР материала (R = 0.86).

Выводы. Сравнение стандартной КДУР материала и вторичной диаграммы показывает, что эксплуатационный процесс вносит повреждаемость большей степени в развитие усталостной трещины. Фрагмент вторичной КДУР при одном и том же значении скорости для эксплуатационного процесса существенно сдвинут в меньшую сторону КИН. Расхождение составляет почти 3-х кратную величину, при V = 3.637e–9 м/цикл, ΔKcp = 3.17 МПа√м по стандартной КДУР материала, где ΔK = 6.3 МПа√м. В предпороговой области V = 1.219e–10 м/цикл при ΔKcp = 2.824 МПа√м, и, соответственно ΔK = 4.3 МПа√м.

Литература

1. Лебединский С.Г., Наумов О.В. Оценка порога развития усталостных трещин в железнодорожной стали при гармоническом и эксплуатационном процессах нагружения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021. Т. 87. № 12. С 43.
2. Козлов Л.А., Серенсен С.В. Прочность при нестационарных режимах нагрузки. Изд-во АН УССР, 1960. 295 с.
3. Расчёты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. Методические указания. РД 50-345-82. М.: Изд-во стандартов, 1983
4. Лебединский С.Г., Змеева В.Н. Закономерности развития усталостных трещин в литых сталях железнодорожных конструкций // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2000. № 3. С. 98.

УДК 621.644.07

ПРОБЛЕМЫ БЕЗОПАСНОСТИ МОРСКИХ ПОДВОДНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

SAFETY PROBLEMS OF SUBSEA PIPELINES

Лепихин А.М.[1,2] – д.т.н., г.н.с., ведущий эксперт, **Лещенко В.В.**[2] – к.т.н., генеральный директор, **Махутов Н.А.**[3] – член-корр. РАН, г.н.с., **Морозов Е.М.**[4] – д.т.н., профессор
[1]Федеральный исследовательский центр информационных и вычислительных технологий
[2]НТЦ «Нефтегаздиагностика»
[3]Институт машиноведения имени А.А. Благонравова
[4]Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ
e-mail: aml@ict.nsc.ru

Abstract. The current state of the safety problems of subsea pipelines is considered. The problems of safety analysis according to risk criteria, normative safety justification, hazard assessment of defects and safety justification of subsea pipelines repairs are analyzed. It is shown that the existing regulatory and methodological framework does not fully comply with modern safety requirements. Directions for improving the regulatory and methodological justification for the safety of pipelines throughout the entire life cycle are proposed.
Key words: subsea pipelines, safety, risk, standards, defect, assessment, repair.

Аннотация. Рассматривается современное состояние проблем обеспечения безопасности морских подводных трубопроводов. Дан краткий анализ проблем оценки уровня безопасности по критериям риска, нормативного обоснования безопасности, оценки опасности дефектов и обоснования безопасности ремонтов МПТ. Показано, что существующая нормативно-методическая база не в полной мере соответствует современным требованиям безопасности. Предложены направления совершенствования нормативно-методического обоснования безопасности трубопроводов в течение всего жизненного цикла.
Ключевые слова: морские подводные трубопроводы, безопасность, риск, нормы, дефект, расчет, ремонт.

Освоение морских нефтегазовых месторождений является одним из наиболее масштабных и многоплановых видов деятельности на континентально шельфе морей. Основой этой деятельности является морской нефтегазовый комплекс (МНГК), включающий морские буровые платформы, технологическое оборудование, трубопроводные системы, вспомогательные суда и многое другое. Критически важным элементом МНГК являются морские подводные трубопроводы (МПТ). Безопасность эксплуатации МПТ обеспечивается применением современных материалов, методов расчета и технологий строительства. Тем не менее, в настоящее время имеет место несколько существенных проблем безопасности МПТ.

Первая проблема заключается в анализе уровня безопасности МПТ по критериям риска аварий. В настоящее время данные по авариям трубопроводных систем наиболее полно представлены в статистических базах PARLOC (Pipeline and Riser Loss Containment, USA), DOT (Department of Transportation, USA), EGIG и CONCAWE (Europe), UKOPA (UK) и др. [1-4]. Согласно этим базам средние значения интенсивностей отказов составляют: для магистральных газопроводов 1.89×10^{-3} 1/км×год; для магистральных нефтепроводов 3.34×10^{-4} 1/км×год; для промысловых газопроводов 6.24×10^{-4} 1/км×год; для промысловых нефтепроводов 5.01×10^{-4} 1/км×год. Особый интерес представляет анализ статистики отказов промысловых МПТ вблизи буровых платформ. По данным базы PARLOC интенсивность отказов непосредственно в зоне буровых платформ в среднем составляет 4.68×10^{-2} 1/км×год, а в зоне до 5 км от платформ 2.62×10^{-3} 1/км×год.

Такие интенсивности отказов обусловлены движением вспомогательных судов, якорными стоянками и другими внешними факторами.

Анализ интенсивностей отказов является первой частью анализа риска. Вторую часть составляет анализ связанных с отказами ущербов и потерь. Согласно базам PHMSA [3] за период 2002 – 2014 годы сумма ущерба от аварий МПТ составила 514×10^6 \$. Средние ущербы от аварий составляют 10^5 – 10^6 \$, при максимальных ущербах до 10^9 \$. По данным базы CONCAWE [4] суммарный ущерб от аварий нефтепроводов в США за период 1994-2012 годов составил 588×10^6 \$. Существенной компонентой потерь являются затраты на ремонт аварийных МПТ. По данным [5] прямые затраты на ремонт МПТ с подъемом на поверхность составляют 5–6 млн. долл. Стоимость ремонта с использованием специальных подводных аппаратов (на больших глубинах и в арктических условиях) может достигать 14 млн. долл. При указанных выше данных средний риск аварии МПТ составляет не менее 10^3 долл./км×год. При общей протяженности МПТ около 150 тыс. км ежегодный риск может измеряться суммой не менее 150 млн. долл.

Вторая часть проблемы анализа безопасности заключается в обосновании требуемых уровней (классов) безопасности МПТ. В настоящее время классы безопасности определены в стандартах Канады и Норвегии [6, 7]. В стандарте S471-04 [6] выделены три класса безопасности. В стандартах DNV [7] выделено 4 класса безопасности МПТ, учитывающих ущербы для жизни людей, экологические и экономические ущербы. Данная классификация транслирована в отечественный ГОСТ Р 54382–2011 [8]. Резюмируя изложенное выше, можно констатировать, что задача анализа риска аварий МПТ в целом последовательно решается. Имеются объемные статистические базы и методики анализа риска аварий МПТ. Задача классификации безопасности МПТ в настоящее время находится в стадии решения. Методические обоснования предлагаемых классов безопасности отсутствуют.

Вторая проблема заключается в нормативном обосновании безопасности МПТ на всех стадиях жизненного цикла. В настоящее время в отечественной и мировой практике используется несколько систем нормативных документов. Наиболее развитой является система стандартов DNV, отраженная в документе DNVGL-ST-F101. Базовым является стандарт [7], где изложен общий подход и методы расчетов прочности и локальной устойчивости МПТ. Расчеты проводятся по четырем видам предельных состояний: предельное состояние разрушения (ultimate limit state, ULS); предельное состояние пригодности к эксплуатации (serviceability limit state, SLS); предельное состояние по усталости (fatigue limit state, FLS) и аварийное предельное состояние (accidental limit state, ALS). Базовые расчеты дополняются специализированными расчетами колебаний трубопроводов в зонах свободных пролетов, устойчивости трубопроводов, учетом влияния циклических пластических деформаций, влияния коррозии и рядом других расчетов. Менее детализированными в части расчетов прочности являются американские нормы (API, ASME), британские нормы BS и стандарты серии ISO.

В отечественной практике для МПТ первоначально использовались общие строительные нормы расчета магистральных трубопроводов СНиП 2.05.06. В последствии были разработаны специальные нормы проектирования морских трубопроводов [9]. С учетом требований гармонизации позднее были разработаны нормы [8, 10], учитывающие опыт международных нормативных документов. Помимо этого, разработан ряд нормативных документов на уровне организаций и предприятий. Однако отсутствие координации разработок привело к тому, что сформировалась разнородная структура норм и стандартов, различающихся концептуальными положениями и используемыми методами.

Третья проблема заключается в обосновании безопасности дефектов МПТ, выявляемых методами неразрушающего контроля (НК) и методами контроля состояния конструкций (КСК). Применительно к МПТ методы НК и КСК реализуются в составе

снарядов-дефектоскопов внутритрубной диагностики (ВТД). По составу и функциям средства ВТД представляют собой автономные дефектоскопы с системами обработки информации, обеспечивающими определение размеров и местоположения дефектов, а также идентификацию их видов и типов [11]. Поскольку МПТ является дорогостоящей инфраструктурой, остановка и ремонт которой связан с большими затратами, возникает необходимость оперативной оценки опасности дефектов. Основную массу дефектов МПТ составляют поверхностные коррозионные повреждения. Прочность МПТ с коррозионными повреждениями определяется с учетом коэффициента снижения прочности (риск-фактора дефекта, *RFD*) [7]. В зарубежных нормах *RFD* определяется с учетом формы и размеров дефекта, а также поправки Фолиаса, учитывающей кривизну поверхности трубы. При этом, вследствие различий используемых аппроксимаций формы дефектов и выражений для *RFD*, имеет место значительный разброс оценок вероятностей разрушения МПТ [12]. Также отмечаются существенные расхождения расчетных и экспериментальных значений прочности МПТ с дефектами. Отечественная практика расчетов прочности МПТ основана на коэффициентах концентрации деформаций и напряжений [13].

Опасность трещиноподобных дефектов МПТ в зарубежных и ряде отечественных стандартов оцениваются методами механики разрушения, с использованием диаграммы разрушения (*FAD*) Dowling и Townley [14]. Как показано в работе [15], более предпочтительным является метод расчета на основе диаграммы трещиностойкости Е.М. Морозова.

Резюмируя состояние проблемы оценки опасности дефектов, можно отметить следующее. Не смотря на активное развитие методов оценки опасности дефектов МПТ их возможности существенно отстают от возможностей современных методов и средств внутритрубной диагностики. Методы ВТД позволяют определять отклонения трубопровода от проектного положения, изменения геометрии труб, характер и размеры коррозионных повреждений, размеры, положение и ориентацию трещиноподобных дефектов. В полной мере эти переменные не удается учесть даже при численном моделировании напряженно-деформированного состояния трубопроводов. Аналитические и эмпирические модели дают оценки с разным уровнем консерватизма, отстающим от требований практики.

Четвертая проблема заключается в обосновании безопасности ремонтов МПТ в процессе эксплуатации. Как отмечено выше, коррозионные повреждения, образование трещин, механические повреждения могут приводить к нарушению целостности и работоспособности МПТ. Для восстановления работоспособности в настоящее время используется две технологии ремонта: замена дефектных труб (под водой или с подъемом МПТ на морскую поверхность); усиление поврежденных участков стальными и композитными муфтами в подводном положении. Данные технологии используют широкий набор методов. Выбор технологии и метода ремонта определяется характером повреждения, природно-климатическими, гидрологическими и экономическими факторами. Ремонт заменой труб проводится в случаях повреждений, сопровождаемых нарушениями целостности, разрушениями или большими деформациями МПТ. Для повреждений без нарушения целостности наиболее рациональной считается технология усиления МПТ установкой усиливающих композитных муфт (УКМТ) [15]. Анализ указанных технологий показывает, что в них используются типовые, проверенные практикой решения и усиливающие конструкции. Однако ни одна из технологий ремонта не имеет нормативно-методического обоснования достигаемого уровня безопасности МПТ. В связи с этим особую актуальность приобретает разработка и нормирование методов поверочных расчетов по обоснованию безопасности МПТ при выборе технологии ремонта и после его проведения. Указанные методы должны определять основные конструктивные размеры используемых усиливающих муфт, предельно допустимые величины рабочих нагрузок с учетом внешних воздействий и определять величину риска аварий отремонтированных участков МПТ.

Заключение. Рассмотренные проблема безопасности характерны для всей мировой практики проектирования, строительства и эксплуатации МПТ. Для их решения необходимо дальнейшее развитие методов анализа риска, методов обоснования безопасности, методов и средств неразрушающего контроля и обработки информации, технологий ремонта. При решении проблемы обоснования безопасности должны сочетаться традиционные детерминированные методы анализа и расчетов с развивающимися статистическими и разрабатываемыми вероятностными методами. Особое значение имеет создание современной отечественной нормативно-методической базы обоснования безопасности по критериям риска на всех стадиях жизненного цикла МПТ, учитывающей международный опыт проектирования, строительства и эксплуатации подводных трубопроводов.

Литература

1. PARLOC 2001: The update of loss of containment data for offshore pipelines. Energy Institute, 2003.
2. Analysis of DOT reportable incidents for gas transmission and gathering system pipelines 1985 through 2000., Pipeline Research Council International Inc., 2004. Contract No. PR-218-0137, Catalog No. L51885.
3. PHMSA (2013) About us. http://www.phmsa.dot.gov/pipeline/about, accessed on 2013/02/11.
4. CONCAWE (2014d) Performance of European cross-country oil pipelines – Detailed description of reported spillages 1994-2001. CONCAWE, Brussels.
5. Mehrafrooz B., Edalat P., Dyanati M. Cost consequence-based reliability analysis of bursting and buckling failure modes in subsea pipelines // Journal of Ocean Engineering and Science. 4 (2019) 64–76.
6. CSA (2004). S471-04 General requirements, design criteria, the environment and loads. National Standard of Canada. Canadian Standards Association, 5060 Spectrum Way, Suite 100, Missisauga, Ontario, Canada L4W 5N6.
7. DNV-OS-F101 Submarine pipeline systems // DNV GL: офиц. сайт. URL: https://rules.dnv.com/docs/pdf/DNVPM/codes/docs/2013-10/.
8. ГОСТ Р 54382–2011 Нефтяная и газовая промышленность. Подводные трубопроводные системы. Общие технические требования. М.: Стандартинформ, 2012.
9. НД 2-020301-005 Правила классификации и постройки морских подводных трубопроводов. Санкт-Петербург, 2017. – 178 с.
10. СП 378.1325800.2017 Свод правил. Морские трубопроводы. Правила проектирования и строительства. М.: Стандартинформ, 2018. – 36 с.
11. Ma Q., Tian G., Zeng Y., Li R., Song H., Wang Z., Gao B., Zeng K. Pipeline In-Line Inspection Method, Instrumentation and Data Management // Sensors 2021. 21. 3862. https://doi.org/10.3390/s21113862.
12. Amaya-Gómez R., Sánchez-Silva M., Bastidas-Arteaga E., Schoefs F., Munoz F. Reliability assessments of corroded pipelines based on internal pressure – A review. // HAL Id: hal-01988082 https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01988082.
13. Аладинский В.В., Гаспарянц Р.С., Маханев В.Н. Методика расчета на прочность труб с дефектами геометрии // Нефтегазовое дело. – 2007. – Т.5. №5. – С.119-124.
14. Dowling A.R., Townley C.H.A. The effect of defects on structural failure: A two-criteria approach // International journal of pressure vessels and piping, 1975, V.3, Issue 2, p. 77-107.
15. Лепихин А.М., Морозов Е.М., Махутов Н.А., Лещенко В.В. Возможности оценки вероятностей разрушения и допустимых размеров дефектов элементов конструкций по критериям механики разрушения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Т.88, №3. – С. 41-50.
16. Лещенко В.В., Шуреков В.П. Особенности ремонта морских подводных трубопроводов // Промысловые трубопроводы. 2018, №5. – С. 12-15.

УДК 629.7.018.4

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ПАНЕЛИ С «БРОШЕННЫМ» СТРИНГЕРОМ В ПРОЦЕССЕ УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ

EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF THE FAILURE OF A PANEL WITH "ABANDONED" STRINGER UNDER FATIGUE LOAD

Лукьянчук В. Г. – инженер 2-й категории, **Калинин А. Г.** – начальник сектора,
Панков А.В. – к.т.н., заместитель начальника отделения
Федеральное автономное учреждение «Центральный аэрогидродинамический институт имени профессора Н.Е. Жуковского» (ФАУ «ЦАГИ»)

Abstract. The features of fatigue failure of the wing panels of a modern passenger aircraft with a structural irregularity such as an «abandoned» stringer of a T-shaped section, made of carbon fiber using infusion technology, are studied. The term "abandoned" stringer refers to the zone of run-off of the growth height of the stringer and skin. As a result of an experimental study under a symmetrical loading cycle, the panel destruction mechanism was determined - delamination of the stringer flange from the panel skin. The moment of occurrence of delamination in the zone of contact between the stringer and the skin is determined. A technique for experimentally determining the initial moment of fatigue failure is proposed.
Key words: «abandoned» stringer, polymer composite material, strength, fatigue life, delamination, infusion.

Аннотация. Исследованы особенности усталостного разрушения панелей крыла современного пассажирского самолёта с конструктивной нерегулярностью типа «брошенный» стрингер Т-образного сечения, изготовленных из углепластика по инфузионной технологии. В настоящей статье «брошенным» стрингером названа зона сбега высоты стенки стрингера и обшивки. В результате экспериментального исследования конструктивно подобных образцов при симметричном цикле нагружения определен механизм разрушения панелей – отслоение полки стрингера от обшивки панели. Определен момент появления расслоения в зоне контакта стрингера и обшивки. Предложен метод экспериментального определения момента начала или другими словами возникновения усталостного разрушения.
Ключевые слова: «брошенный» стрингер, полимерный композиционный материал, прочность, усталостная долговечность, расслоение, инфузия.

Введение

Конструкция крыла, состоящая из обшивки и подкрепляющих элементов, имеет нерегулярности в местах расположения нервюр и вырезов для технологических отверстий. В этих зонах крыла стрингер прерывается плавным уменьшением высоты стенки, что влечет за собой перераспределение усилий на обшивку. Такие элементы конструкции принято называть «брошенными» стрингерами. Для обоснования требуемой долговечности таких элементов, оценки усталостной прочности конструкции и обоснования ее ресурса включая определение эквивалентов – комплекс работ должен включать экспериментальные исследования прочности и усталостных характеристик «брошенных» стрингеров.

Процесс разрушения и методы испытаний панелей с «брошенным» стрингером при статическом нагружении описаны авторами [1-3]. Например, в статье [1] определяется вид разрушения и его локализации при статическом сжатии образцов стрингера с присоединенной обшивкой. Разрушение «брошенного» стрингера начиналось в месте контакта полки стрингера и обшивки на окончании стрингера. Похожие результаты получены авторами работы [2], в которой по результатам фрактографического исследования образцов

оказалось, что первоначальное разрушение возникает в месте контакта полки стрингера и обшивки. При испытаниях таких образцов возникают сложности с выбором критерия окончания испытаний. Например, авторы в [2] использовали визуальный метод, при котором испытание останавливается при наличии визуального отслоения полки стрингера от обшивки.

Авторы работы [3] провели исследование усталостной долговечности соединения стрингера и обшивки, критерием окончания испытания являлось наличие трещины определенной визуальным контролем на каждом 100, 1 000 или 10 000 цикле в зависимости от уровня нагружения. Такой подход не пригоден для проведения усталостных испытаний из-за его неточности и невозможности в таком случае проводить автономные испытания.

Главной целью работы, описанной в представленной статье, являлась разработка метода усталостных испытаний конструктивно-подобного образца панели с «брошенным» стрингером и определение механизма усталостного разрушения. В процессе работ был предложен автоматизированный метод определения начала разрушения с применением проволочного датчика. Кроме того, полученные экспериментальные данные об усталостной долговечности, такого типа конструктивно подобных образцов, в дальнейшем могут послужить базисом для подтверждения методик определения эквивалентности нагружений регулярных-исследовательских программ и программ используемых в испытаниях натурных конструкций.

1 Образцы и методы исследований

Конструктивно-подобные образцы в количестве 9 шт. были изготовлены из углепластика по инфузионной технологии. Общий вид образца показан на рисунке 1. Образец состоит из двух панелей, которые имеют болтовые соединения в зоне захватов, а также болтовые соединения в районе сбега стрингера. Исследуемая зона имеет следующие геометрические параметры: ширина полки стрингера 86 мм, расстояние от сбега стрингера до края полки 75 мм.

В реальной конструкции самолета не происходит потери устойчивости исследуемого конструктивного элемента, поэтому важно исключить ее при испытаниях образца для предотвращения неравномерного распределения напряжений и разрушения в незачетной зоне образца. Для этого было изготовлено противоизгибное приспособление, которое подкрепляло центральную часть образца при помощи четырёх прижимов и тем самым исключало общую потерю устойчивости образца в процессе нагружения на сжатие.

Статические испытания на растяжение и сжатие были проведены на 4 образцах с целью определения прочности и отработки схемы закрепления в противоизгибном приспособлении до разрушения (P_c), которое заключалось в отслоении полки сбега стрингера от панели. Измерение взаимного перемещения панелей образца с помощью системы корреляции цифровых изображений Vic-3d с целью исследования степени изгиба панелей при сжатии показало эффективность противоизгибного приспособления.

После этого проводились усталостные испытания на 3 уровнях нагружения, с максимальным по модулю значением нагрузки от прочности на сжатие 0.75•| P_c-| для образа № 5, 0.64•| P_c-| для образца № 6, 0.52•| P_c-| для образцов № 7, № 8 и № 9. Усталостное нагружение осуществлялось с частотой 1 Гц при асимметрии нагружения R= -1. Для получения усталостных характеристик исследуемой зоны разрабатывался критерий остановки испытаний, по достижении которого контур расслоений не должен заходить за болтовое соединение по краям полки стрингера. Нагружение проводилось до остановки по критерию 1 (визуальное определение расслоения) или критерию 2 (по проволочному датчику).



Рис. 1 – Общий вид образца панели с «брошенным» стрингером

Контур расслоений при остановке испытаний для образцов № 5 и №6 по критерию 1 зашел далеко за болтовые соединения в зоне полки стрингера, а также площадь расслоений значительно различалась для испытанных образцов. Поэтому был предложен критерий 2, который позволил бы автоматически фиксировать возникновение расслоений в зоне края полки стрингера так, чтобы контур расслоений не заходил за болтовое соединение и площадь расслоений при остановке испытаний для партии образцов была сопоставима. Для этого использовались проволочные датчики длиной 120 мм из медного сплава, которые приклеивались по ширине полки стрингера на расстоянии 10 мм от каждого края с двух сторон образца. Отслоение полки стрингера от обшивки образца в месте расположения проволочного датчика приводило к его разрыву, после чего испытания автоматически останавливались. Эскиз образца со схемой расположения проволочных датчиков расслоения показан на рисунке 2.

Критерий 2 был использован для остановки усталостных испытаний образцов № 7, № 8 и № 9. После испытаний образцы подвергались ультразвуковому контролю для определения контура возникших расслоений. Контур расслоений очерчивался белым маркером.

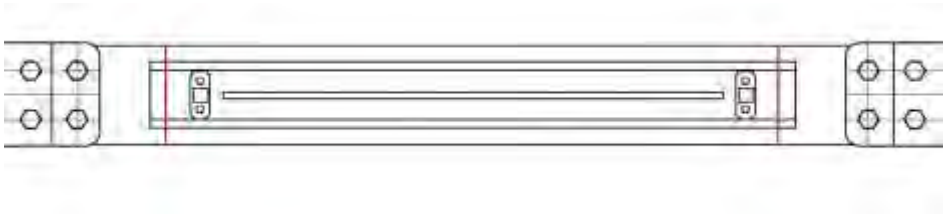


Рис. 2 – Схема расположения проволочных датчиков расслоения конструктивно-подобного образца панели с «брошенным» стрингером

2 Результаты и анализ экспериментальных данных

В результате усталостного нагружения на образцах № 5 и № 6 при визуальном контроле было обнаружено отслоение полки стрингера от обшивки при наработке N= 5 914 и N = 12 379 циклов, соответственно. Ультразвуковой контроль образцов показал отслоение полок стрингеров от обшивки с лицевой и с обратной стороны образца. Следует отметить, что площадь расслоений у образцов различалась. В дальнейшем на оставшиеся образцы были приклеены проволочные датчики, которые автоматически останавливали испытания при разрыве, который происходит при удлинении на ~0.1 мм. На рисунке 3 показаны типичные зоны отслоений в образцах после усталостных испытаний.



Рис. 3 – Типичные зоны отслоений в образцах после усталостных испытаний

В таблице 1 представлены результаты усталостных испытаний образцов «брошенного» стрингера.

Таблица 1 – Сводная таблица результатов усталостных испытаний образцов «брошенного» стрингера

№образца	Уровень нагружения	Долговечность N, циклы	Площадь расслоений S, мм^2	Метод контроля возникновения расслоений
5	0.75•| $P_{c\text{-}}$|	5 914	24 741	Визуальный (Критерий 1)
6	0.64•| $P_{c\text{-}}$|	12 379	15 509	
7	0.52•| $P_{c\text{-}}$|	14 351	3 532	По датчику расслоений (Критерий 2)
8		5 492	4 622	
9		16 952	2 358	

С целью исследования динамики развития расслоений образца «брошенного» стрингера было принято решение о продолжении усталостных испытаний образца № 8 на том же уровне нагружения. Рост расслоений фиксировался с помощью периодического визуального и ультразвукового контроля в процессе испытаний. На рисунке 4 показана зависимость суммарной площади расслоений от наработки для всех образцов, исследованных в рамках представленной работы. Черными маркерами в виде круга обозначены экспериментальные точки, полученные по датчику (критерий 2), черными маркерами в виде ромба обозначены экспериментальные точки, полученные без датчика (критерий 1).

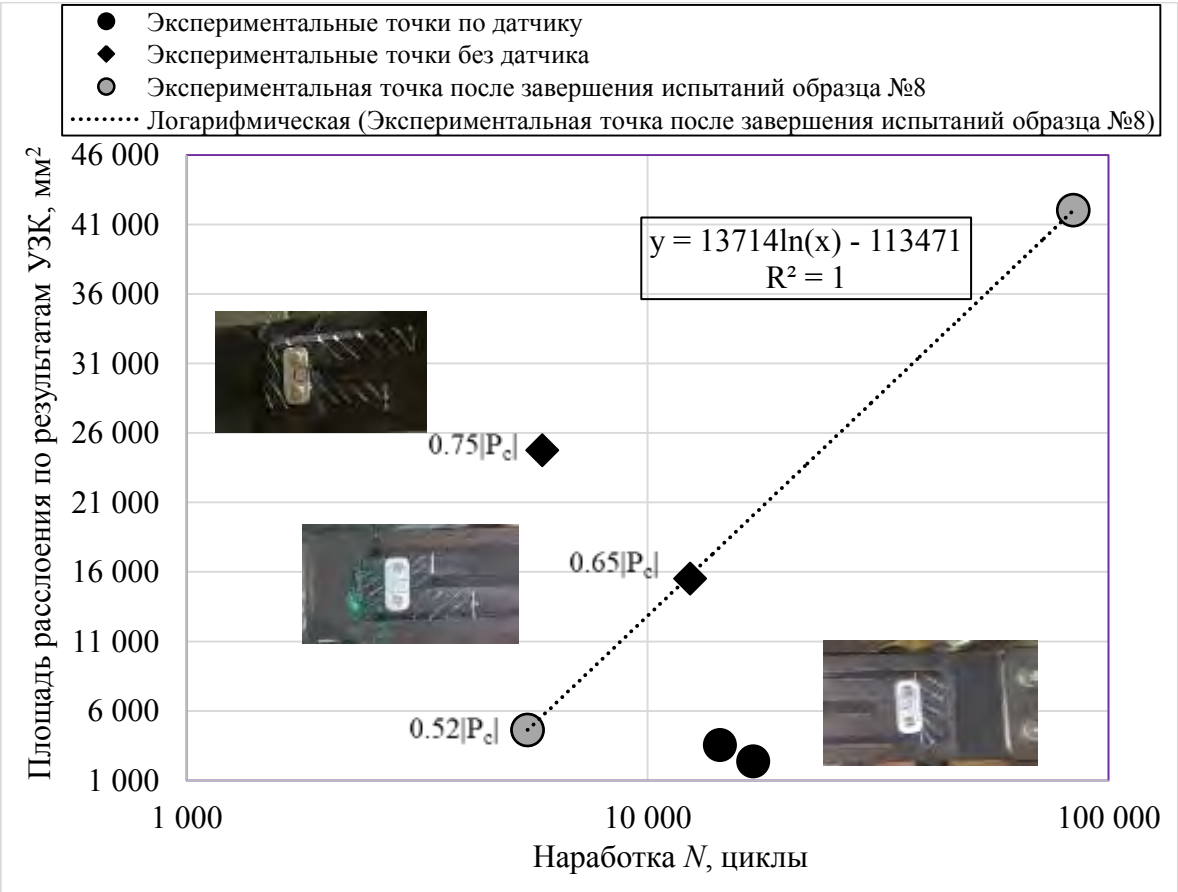


Рис. 4 – Площадь расслоений в зависимости от наработки для образцов панели с «брошенным» стрингером

При продолжении циклического нагружения образца №8 произошло разрушение болтов в зоне полки и полное отслоение полки стрингера в этой зоне. Общая наработка образца составила N = 83 970 циклов, а итоговая суммарная площадь расслоений S = 42 023 мм^2. На рисунке 4 точка после завершения испытаний показана серым круглым маркером. Таким образом, получена зависимость площади расслоения от наработки для

образца № 8, которая показана на рисунке с помощью черной пунктирной линии. Также на рисунке показаны фотографии контуров расслоений, которые были получены при трех уровнях нагружения.

Заключение

Разработан и опробован метод определения начала расслоения в зоне конструктивной нерегулярности панели с «брошенным» стрингером. Проведено сравнение результатов, полученных по визуальному методу контроля и по методу с использованием проволочного датчика.

Результаты испытаний при визуальном методе контроля показали большое различие в площади расслоения для двух образцов.

Проведена апробация метода исследования возникновения и роста расслоений КПО «брошенного» стрингера с помощью проволочных датчиков, расположенных в исследуемой зоне. Визуальный метод обнаружения показал площадь расслоения, определенную методом УЗК, гораздо большую по сравнению с площадью, определенной после срабатывания проволочного датчика расслоения. На основании полученных результатов усталостного нагружения образцов с проволочным датчиком, можно сделать вывод о том, что с помощью проволочных датчиков возможно отслеживание возникновения расслоения по краю полки стрингера. Эти данные могут быть в дальнейшем сформулированы в качестве количественного критерия разрушения такого типа конструктивно подобных образцов, с высокой степенью повторяемости результатов, что в свою очередь может быть использовано в задачах определения эквивалентов между программами нагружения.

В представленной работе для исследованных образцов определено условие срабатывания проволочного датчика расслоения на образце – заход расслоения за него на ~10÷20 мм. Также следует отметить, что проволочный датчик дает хорошую повторяемость результатов относительно площади расслоений.

Литература

1. Brian G. Falzon, G.A.O Davies, E. Greenhalgh. Failure of thick-skinned stiffener runout sections loaded in uniaxial compression. Composite Structures, Volume 53, Issue 2, 2001.
2. Emile Greenhalgh, Manuel Huertas Garcia. Fracture mechanisms and failure processes at stiffener run-outs in polymer matrix composite stiffened elements. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume 35, Issue 12, 2004.
3. Ahmed Abbadi, Laurent Michel, Bruno Castanié. Experimental Analysis of Debonding of Skin/Stringer Interfaces under Cyclic Loading and Ageing. Advanced composites letters, Woodhead Publishing Limited, 2014.

УДК 539.3/.6

ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЗОНЕ ВБЛИЗИ ПОРЫ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ФОРМЫ ПРИ ПЛОСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ[1]

STRESS FIELD IN A PLASTIC REGION NEAR A PORE OF ARBITRARY SHAPE UNDER PLANE STRAIN

Лямина Е.А. – к.ф.-м.н., с.н.с.
Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН
e-mail: lyamina@inbox.ru

Abstract. The stress field and stress gradient near pores are important factors that influence the failure of structures. Under plane strain conditions, most theoretical solutions assume that the shape of a pore is an ellipse. However, a pore's shape may significantly affect the stress field near the pore. The present paper provides a solution for a pore of arbitrary shape. The material is assumed to be perfectly plastic, obeying Tresca's yield criterion. Michlin's coordinates are used to derive the solution. Numerical examples illustrate the general solution.
Key words: pore, stress field, stress gradient, general solution.

Аннотация. Поле напряжений и градиент напряжений около пор являются важными факторами, влияющими на разрушение конструкций. Большинство теоретических решений при плоскодеформированном состоянии предполагают, что пора имеет формы эллипса. Однако, форма поры может оказывать существенное влияние на поле напряжений в ее окрестности. В публикуемой статье представлено решение для поры произвольной формы. Материал предполагается идеально пластическим, подчиняющимся условию текучести Треска. Решение строится с использованием координат Михлина. Общее решение иллюстрируется численными примерами.
Ключевые слова: пора, поле напряжений, градиент напряжений, общее решение.

Поле напряжений и градиент напряжений вблизи поры имеют существенное влияние на развитие процесса разрушения [1, 2]. Общее решение в пластической области вблизи эллиптической поры в условиях плоскодеформированного состояния построено в [3]. В публикуемой работе это решение обобщается на поры достаточно произвольной формы. В частности, предполагается, что в декартовой системе координат (x_1, y_1) контур поры представляется уравнением

$$|y_1|^n + \frac{|x_1|^n}{a^n} - 1 = 0. \tag{1}$$

Здесь $1 \le n < \infty$. Эллиптическая пора получается при $n = 2$. Если при этом $a = 1$, то контур поры является окружностью. В дальнейшем предполагается, что величины n и a связаны между собой так, что площадь поры равна площади круга, радиус которого равен единице. Введем полярную систему координат соотношениями $x_1 = r\cos\theta$ и $y_1 = r\sin\theta$. Тогда, из (1) получаем

$$2\int_0^{\pi/2}\left(\sin^n\theta + \frac{\cos^n\theta}{a^n}\right)^{-2/n} d\theta = \pi. \tag{2}$$

[1] Работа выполнена по теме государственного задания (№ АААА-А20-120011690136-2).

Несколько контуров пор, удовлетворяющих уравнению (2), показаны на Рис.1. Эффективный метод определения напряженного состояния вблизи свободных поверхностей основан на использовании координат Михлина [4]. Выберем начало декартовой системы координат (x, y) в точке пересечения контура поры и оси x_1 ($x_1 = a$, $y_1 = 0$). Направление осей *x* и *y* выберем по касательным к характеристикам α и β в этой точке, соответственно (Рис. 2).

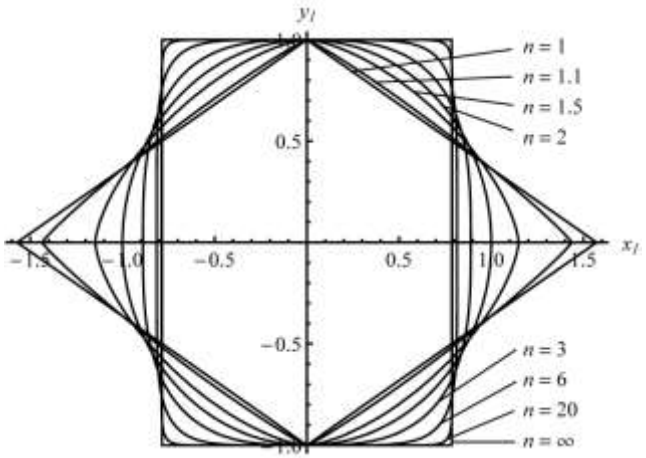


Рис.1. Контур поры при разных значениях n.

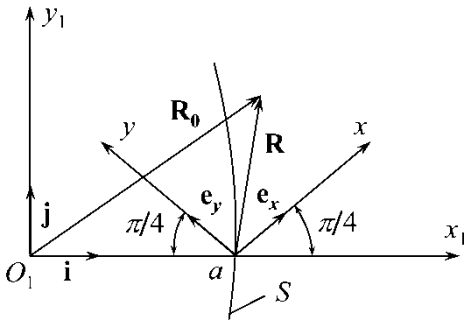


Рис.2. Декартовы системы координат (x_1, y_1) и (x, y).

Тогда координаты Михлина $(\bar{x}, \bar{y})$ связаны с декартовыми координатами (x, y) соотношениям [4]

$$\bar{x} = x\cos\varphi + y\sin\varphi, \quad \bar{y} = -x\sin\varphi + y\cos\varphi. \tag{3}$$

Здесь φ - угол между осью *x* и касательной к характеристике α, отсчитываемый от оси против хода часовой стрелки. Координаты Михлина удовлетворяют телеграфному уравнению. В частности, значение любой из координат в произвольной точке *P* (Рис. 3) определяется как

$$f_P = \frac{f_B + f_A}{2} - \frac{1}{2}\int_{AB}\left[\left(G\frac{\partial f}{\partial \alpha} - f\frac{\partial G}{\partial \alpha}\right)d\alpha + \left(f\frac{\partial G}{\partial \beta} - G\frac{\partial f}{\partial \beta}\right)d\beta\right]. \tag{4}$$

Здесь $f \equiv \bar{x}$ или $f \equiv \bar{y}$, индексы *A, B* и *P* обозначают точку, в которой нужно взять значение функции, *AB* – контур поры,

$$G(\alpha_P, \beta_P, \alpha, \beta) \equiv J_0\left\lfloor 2\sqrt{(\alpha_P - \alpha)(\beta_P - \beta)}\right\rfloor \tag{5}$$

где $J_0(z)$ - функция Бесселя первого рода нулевого порядка. Так как нормальное напряжение равно нулю на *AB*, то уравнение (4) может быть представлено в виде [3]

$$\begin{aligned}\overline{x}_P &= \overline{x}_B - \frac{1}{2}\int_{\varphi_A}^{\varphi_B}\left[\overline{y}J_0(Z) - \frac{\overline{x}J_1(Z)}{Z}(\varphi-\varphi_A)\right]d\varphi,\\ \overline{y}_P &= \overline{y}_A - \frac{1}{2}\int_{\varphi_A}^{\varphi_B}\left[\overline{x}J_0(Z) + \frac{\overline{y}J_1(Z)}{Z}(\varphi-\varphi_B)\right]d\varphi.\end{aligned} \tag{6}$$

Здесь $J_1(Z)$ - функция Бесселя первого рода первого порядка,

$$Z(p_P,\varphi_P,p,\varphi) = \sqrt{(\varphi-\varphi_P)^2 - (p-p_P)^2/4}, \tag{7}$$

$p = -(\sigma_1+\sigma_2)/2$, x_1 и y_1, σ_1 и σ_2 – безразмерные главные напряжения (считается, что все напряжения отнесены к пределу текучести при чистом сдвиге).

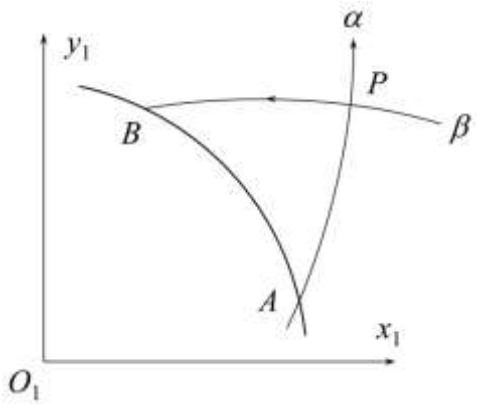


Рис.3. Характеристики α и β вблизи свободной поверхности AB.

Для вычисления интегралов в (6) необходимо найти зависимости $\overline{x}(\varphi)$ и $\overline{y}(\varphi)$ на контуре поры. Из геометрических соображений (Рис. 2),

$$\sqrt{2}x = x_1 - a - y_1, \quad \sqrt{2}y = x_1 - a + y_1. \tag{8}$$

В полярных координатах уравнение (1) принимает вид

$$r = \left[\left|\sin\theta\right|^n + \frac{\left|\cos\theta\right|^n}{a^n}\right]^{-1/n}. \tag{9}$$

Это уравнение позволяет найти направление нормали к контуру поры. Кроме того, так как контур поры свободен от напряжений, то характеристики наклонены к нему под углом $\pi/4$. Эти геометрические преобразования определяют связь между θ и φ виде

$$\tan\theta = a_1\tan^m\varphi, \quad m = 1/(n-1), \quad a_1 = a^{-nm}. \tag{10}$$

Из этого уравнения следует

$$\sin\theta = \frac{a_1 |\sin\varphi|^m \operatorname{sgn}(\sin\varphi)}{\sqrt{|\cos\varphi|^{2m} + a_1^2 |\sin\varphi|^{2m}}}, \quad \cos\theta = \frac{|\cos\varphi|^m \operatorname{sgn}(\cos\varphi)}{\sqrt{|\cos\varphi|^{2m} + a_1^2 |\sin\varphi|^{2m}}}. \tag{11}$$

Уравнения (9), (11), $x_1 = r\cos\theta$ и $y_1 = r\sin\theta$ определяют зависимости x_1 и y_1 от φ. Тогда, уравнения (3) и (8) дают необходимые зависимости $\bar{x}$ и $\bar{y}$ от φ.

Интегрирование в (6) выполняется численно. Вычисленные значения $\bar{x}$ и $\bar{y}$ в точке P позволяют определить x_1 и y_1 в этой точке с помощью (3) и (8). Значения главных напряжений вычисляются по соотношениям Генки.

Графики на Рис.4 показывают влияние формы поры на распределение главных напряжений вдоль оси x_1 при $a = 1/2$ и нескольких значениях n. На этих графиках s – расстояние до поверхности поры. При $n = 2$ пора имеет форму эллипса. Градиент напряжений вблизи поверхности поры изменяется от нуля до бесконечности в зависимости от величины n. Такое поведение решений показывает необходимость учета формы поры при исследовании процесса разрушения материала.

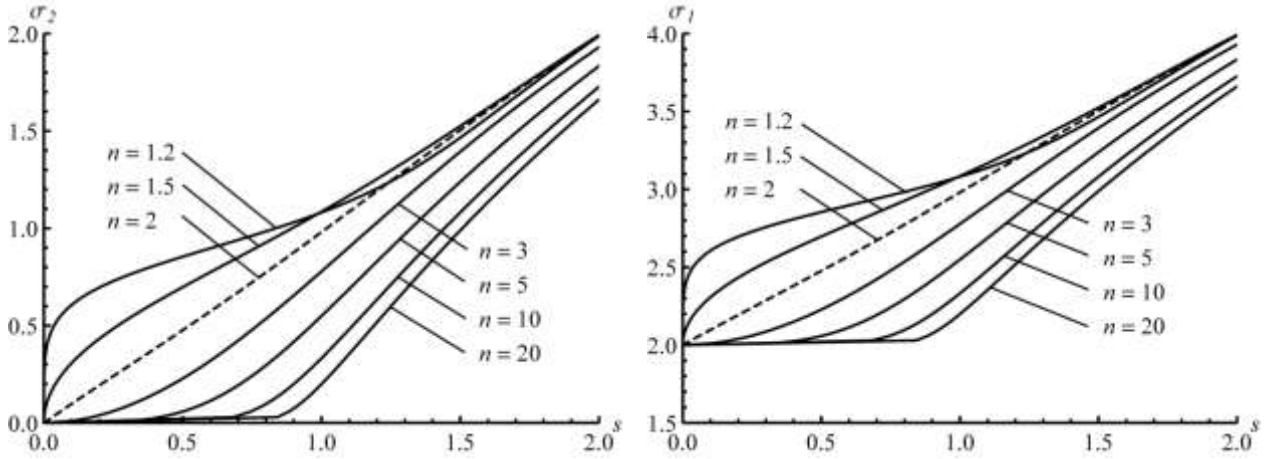


Рис.4. Распределение главных напряжений вдоль оси x_1 при $a = 1/2$ и нескольких значениях n.

Литература

1. Thomason P. A view on ductile-fracture modeling // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 1998, 21, 1105-1122.
2. Zhu S.-P., Ye W.-L., Correia J., Jesus A., Wang Q. Stress gradient effect in metal fatigue: Review and solutions // Theor. Appl. Fract. Mech. 2022, 121, 103513.
3. Thomason P. F. Riemann-integral solutions for the plastic slip-line fields around elliptical holes // ASME. J. Appl. Mech. 1978, 45, 678–679.
4. Хилл Р. Математическая теория пластичности. М.: Гостехиздат, 1956. 407 с.

УДК 620.178.162: 620.178.3

СТРУКТУРНЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ФАКТОРЫ ФРИКЦИОННОЙ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ

STRUCTURAL AND TRIBOLOGICAL FACTORS OF THE MATERIALS AND COATINGS FRICTIONAL FATIGUE

Марченко Е.А. – к.т.н., в.н.с., **Хрущов М.М.** – к.ф.-м.н., в.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
E-mail: michel_x@mail.ru

Abstract. The experimental results of the tribo-fatigue investigations of structural materials (titanium alloys and corrosion-resistant steels) used in heat exchange equipment and hard carbon PVD coatings have been discussed. The analysis has allowed estimating the effect of several factors involved in friction, wear and lubrication of machines, such as the secondary structures formation of on friction surfaces, etc. on the shape of the frictional fatigue curves.
Keywords*:* friction, wear, damage accumulation, frictional fatigue curves, secondary structures.

Аннотация. Обсуждаются результаты экспериментальных исследований фрикционно-усталостного поведения ряда конструкционных материалов (титановые сплавы и коррозионностойкие стали), применяемых в теплообменном оборудовании, а также твёрдых углеродных покрытий, полученных вакуумным ионно-плазменным напылением. Их анализ позволил оценить влияние на форму кривых фрикционной усталости возможного формирования на поверхностях трения вторичных структур и других факторов.
Ключевые слова: трение, износ, накопление повреждений, кривые фрикционной усталости, вторичные структуры.

Процессы усталости, приводящие к эксплуатационным отказам, возникают не только при повторно-переменном объемном деформировании материалов, но и в процессах трения скольжения («фрикционная усталость») и качения («контактная усталость»), вызванных действием переменных напряжений, возникающих в тонком поверхностном слое в зоне контакта трущихся тел. Кривые фрикционной усталости, характеризующие зависимость между амплитудой циклического напряжения (σ_a) и долговечностью (числом циклов N до разрушения), обычно строят по результатам лабораторных испытаний, имитирующих контакт единичной неровности шероховатой поверхности с плоским полупространством. Общим для всех схем таких испытаний является многократно-повторяющееся воздействие имитирующего единичную неровность ползуна (индентора) на поверхность исследуемого материала. Типичные схемы испытаний и их методы описаны в [1]. Стандартно используемая при проведении подобных испытаний база, как правило, редко превышает 10^4-10^5 циклов [2], таким образом, речь в большинстве случаев может идти о трибологических явлениях и деформационных процессах, развивающихся в материале в условиях малоцикловой (при высоких давлениях на контакте) или многоцикловой (при малых удельных нагрузках) усталости. Представление об износе, как процессе усталостного разрушения поверхностного слоя и связанные с этим теоретические представления [3, 4], оказываются весьма полезными при интерпретации наблюдаемых явлений. Попытка анализа и обобщения имеющегося у авторов опыта изучения фрикционно-усталостного поведения ряда конструкционных материалов и покрытий представлена в данной работе.

В условиях малоцикловой усталости разрушение практически всех промышленных металлов и сплавов может быть описано уравнением Коффина-Мэнсона – степенным уравнением с единым показателем степени $m = 0{,}5$ [5]:

$$N^{0,5} \cdot \Delta\varepsilon = C, \quad (1)$$

где N – число циклов до разрушения; $\Delta\varepsilon$ – размах пластической деформации; C – константа. В большинстве случаев $C = \varepsilon_{ист.}/2$, где $\varepsilon_{ист.}$ – величина истинной деформации в

шейке при статическом разрушении образца. Например, для стали 45 константа C, полученная при испытаниях на растяжение, равна 0,29 [6].

Связь между величиной действующей деформации и числом циклов до разрушения для трения удалось установить в [6], сравнивая ширины рентгеновских линий, полученных при испытаниях на фрикционную усталость, с соответствующими значениями, полученными при растяжении. Уравнение для кривой фрикционной усталости, полученное с использованием данных о ширине рентгеновских линий, в обычных координатах имеет вид, аналогичный уравнению Коффина-Мэнсона: $N^{0,4}\varepsilon_т$ = 0,06. Близость полученных аналитических зависимостей, подтверждает общность механизмов, приводящих к разрушению при малоцикловой и фрикционной усталости.

Коэффициент трения отражает деформацию и разрушение площади фактического контакта, как ансамбля пятен контакта, и является комплексной характеристикой всех процессов, связанных как с формированием и изменением поверхностных структур, так и с их разрушением (изнашиванием).

На рис. 1 показаны фрагменты типичных трибограмм – зависимостей силы или коэффициента трения от продолжительности испытания и нагрузки, характеризующих фрикционно-усталостное разрушение, которые были получены для конструкционных материалов, используемых в теплообменном оборудовании – титановых сплавов (ВТ1-00, ПТ-7М) и нержавеющих сталей (08Х18Н10Т, ХН35ВТ) [7]. При трении титановых сплавов изменение силы трения носит периодический характер (рис. 1,*а*), что указывает на наличие усталостных процессов в области пластического контакта (малоцикловая усталость) с повторяющимися циклами упрочнения и разрушения поверхностных слоев материала. Для пары 08Х18Н10Т–ХН35ВТ начало разрушения фиксируется по резкому возрастанию силы трения (рис. 1,*б*), типичному для разрушения в области упругого контакта (многоцикловая усталость), а для пары ХН35ВТ–ХН35ВТ – по возникновению её флуктуаций (рис. 1,*в*), что, видимо, соответствует переходной области между упругим и пластическим контактом.

Кривые фрикционной усталости приведены на рис. 2. Чтобы подчеркнуть, степенной характер зависимости (1), $\sigma_{max}(N) \sim N^{-m}$, они представлены в полулогарифмическом масштабе.

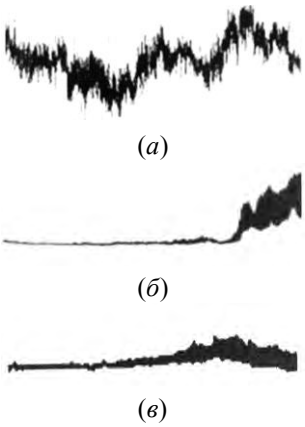


Рис. 1. Вид трибограмм, характерных для различных механизмов реализации фрикционно-усталостного разрушения некоторых материалов – пары трения: (а) – ПТ-7М–ПТ-7М; (б) – 08Х18Н10Т–ХН35ВТ; (в) – ХН35ВТ–ХН35ВТ, соответственно.

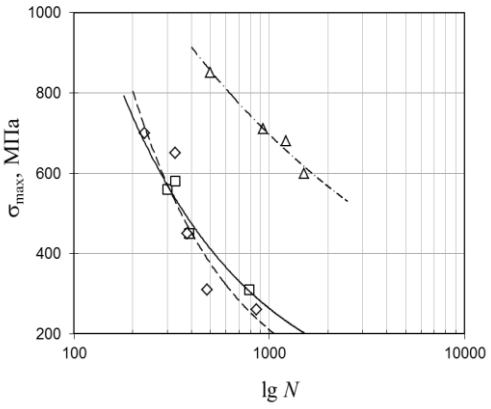


Рис. 2. Кривые фрикционной усталости для одноименных пар трения ПТ-7М (сплошная) и ХН35ВТ (штрих-пунктирная) и разноименной пары ВТ1-00 – ПТ-7М (штриховая линия), полученные при сухом трении (согласно [7]).

Эквивалентные максимальные напряжения в поверхностном слое, рассчитывались с учетом средних значений коэффициента трения по третьей гипотезе прочности:

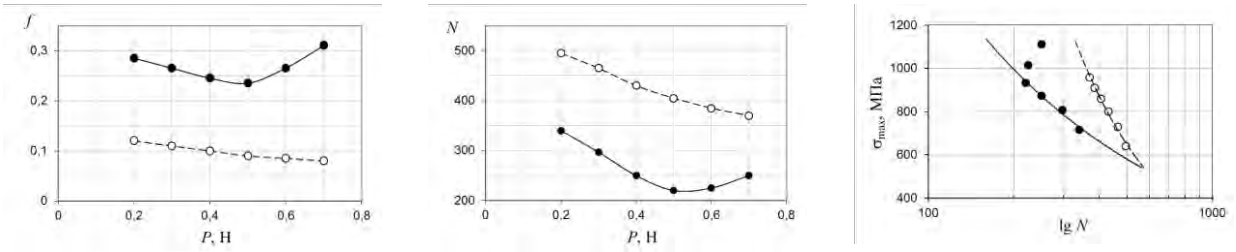
$$\sigma_{max} = p_m \cdot (1 + 4f^2)^{1/2}, \qquad (2)$$

где p_m – максимальное контактное давление по Герцу. Для титановых сплавов было дополнительно использовано предположение о пропорциональности между напряжением и деформацией.

Сопоставление кривых фрикционной усталости материалов, представленных на рис. 2, показывает, что наилучшие фрикционно-усталостные характеристики имеет сталь ХН35ВТ. Титановые сплавы значительно уступают ей по этим показателям, их фрикционно-усталостные характеристики хотя и близки, но у сплава ПТ-7М за счет легирования они оказались несколько выше, чем у ВТ1-00.

Рассмотрим возможные проявления особенностей механизмов фрикционно-усталостного изнашивания, наблюдавшиеся авторами при испытаниях некоторых других типов материалов, в частности, твердых углеродных покрытий различных типов.

В [8] изучали трение стали ШХ-15 по стали ШХ-15 с обладающим свойствами ориентанта по отношению к молекулам смазочной среды твердым углеродным покрытием «квазимонокристаллического» линейно-цепочечного углерода *m*-С [9]. Интервал нагрузок составлял 0,2–0,7 Н; испытания проводили без смазки и при граничной смазке в среде вазелинового масла ВМ. Их результаты представлены на рис. 3.



(*а*) (*б*) (*в*)

Рис. 3. Зависимости от приложенной нагрузки P: (а) – коэффициента трения и (б) – числа циклов N, характеризующего периодичность изменения f, полученные при испытаниях твердого углеродного покрытия m-C по стали ШХ-15 для несмазанных (●) и смазанных маслом ВМ (○) пар трения; (в) – кривые фрикционной усталости.

Как видно из рис. 3,*а*, коэффициент трения покрытия *m*-С по стали при трении несмазанных образцов при превышении нагрузки 0,5 Н начинает резко возрастать, что в случае углеродного покрытия было, скорее всего, связано с графитизацией, происходящей при высоких удельных контактных нагрузках [10]. Поскольку в условиях граничной смазки обеспечиваются менее жесткие условия, чем при несмазанном контакте, для смазанной пары трения (рис. 3,*а*), коэффициент трения во всём интервале исследуемых нагрузок существенно ниже, чем без смазки, и меняется монотонно, убывая с ростом *P*.

В процессе испытаний в [8] было установлено, что при трении *m*-С в паре с ШХ-15 процесс изменения коэффициента трения носил периодический характер. Периодичность наблюдалась, как при несмазанном контакте, так и в условиях граничной смазки. При этом при смазке период этих закономерных циклических изменений с ростом нагрузки уменьшался (см. соответствующую кривую на рис. 3,*б*), поэтому в области больших нагрузок характер зависимости *N*(*P*) для покрытий, испытанных со смазкой и без нее, становится разнонаправленным. При увеличении нагрузки период *N* для покрытий, испытанных без смазки возрастал, что позволило предположить возможное образование вторичных структур, приводящих к формированию в зоне контакта протяженных слоев продуктов фрикционного взаимодействия. В результате окислительного износа стальной поверхности контртела происходит перенос и налипание пленок FeO_x с поверхности контртела на поверхность углеродного покрытия, и образуется защитный слой, снижающий ее дальнейшее повреждение.

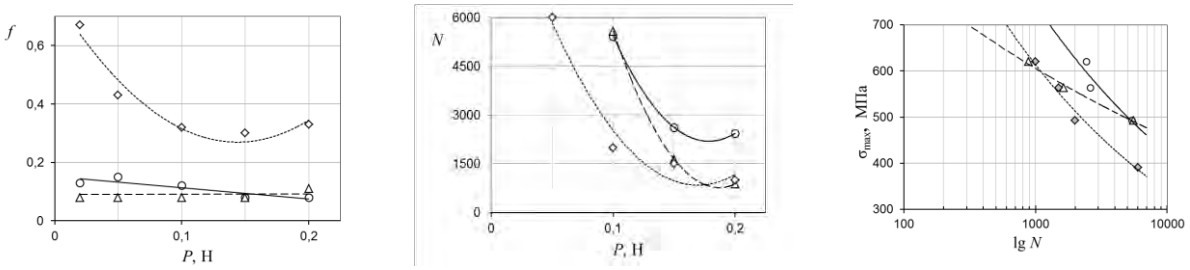
Из кривых фрикционной усталости покрытия *m*-С, представленных на рис. 3,*в,* видно, что в условиях смазанного контакта их работоспособность в два раза выше, чем при трении без смазки, а кривая фрикционной усталости следует степенной зависимости. При сухом трении в области $\sigma_{max} \geq 1000$ МПа поведение кривой фрикционной усталости в связи с образованием вторичных структур и возможной графитизацией материала покрытия отклоняется от степенной зависимости и становится существенно нелинейным.

Другой тип твердых углеродных покрытий, имеющих алмазоподобную структуру, легированных хромом и полученных магнетронным распылением в смесях ацетилен–азот,

а-C:H:Cr, изучали в [11]. Покрытия, нанесенные на подложки из стали ХН35ВТ, испытывали в паре с нитридом кремния. Исследование носило комплексный характер, помимо трибологических свойств изучали структуру, химический и фазовый состав, механические свойства методом наноиндентирования. Было установлено, что структурно-фазовое состояние этих покрытий и особенности нанокомпозитной структуры могут влиять на механические свойства и трибологическое поведение. В зависимости от состава смеси реактивных газов могут получаться покрытия, обладающие высокой работоспособностью которых при испытаниях на фрикционную усталость, но имеющие более низкие антифрикционные свойства, либо имеющие высокие антифрикционные свойства, но менее долговечные.

На рис. 4,*а* и 4,*б* приведены данные испытаний покрытия *а*-C:H:Cr, полученного в смеси реактивных газов с высоким (80 об.%) содержанием ацетилена и обладающего высокой работоспособностью, и покрытия, нанесенного в смеси с 20 об.% ацетилена, коэффициент трения которого, практически независимый от нагрузки составлял ~ 0,08. Для сравнения приведены также результаты для стали ХН35ВТ.

Кривые фрикционной усталости представлены на рис. 4,*в*. Можно видеть, что для покрытия, полученного напылением в атмосфере, содержащей 80 об. % ацетилена, и ХН35ВТ они идут параллельно. При этом число циклов, необходимое для разрушения образцов с этим покрытием, превышает соответствующее значение для ХН35ВТ более чем в два раза, т.е. работоспособность покрытия существенно выше, чем у материала основы.



(*а*) (*б*) (*в*)

Рис. 4. Зависимости от нагрузки: (а) – коэффициента трения f и (б) – числа циклов до начала разрушения N для легированных алмазоподобных покрытий a-C:H:Cr на стали ХН35ВТ, напыленных в смеси ацетилен-азот с 80 (○) и 20 об. % ацетилена (Δ) и испытанных без смазки в паре с нитридом кремния, и (в) – их кривые фрикционной усталости. Для сравнения приведены результаты испытаний ХН35ВТ (◊).

Кривая фрикционной усталости покрытия *а*-C:H:Cr, полученного при низком содержании ацетилена, напротив, резко снижалась с ростом эквивалентных контактных напряжений σ_{max} до уровня, характерного для материала подлодки и даже ниже, что позволяет предположить снижение работоспособности материала покрытия при переходе от упруго-пластической к пластической деформации. Измерения механических свойств [11] показали, что нанотвердость покрытия, полученного в смеси с 20 об. % ацетилена, выше нанотвердости покрытия, полученного в смеси с 80 об. % ацетилена, более, чем вдвое, поэтому такое предположение представляется нам вполне оправданным.

Заключение

Полученные результаты показывают, что характер повреждений, наблюдаемый при испытаниях на фрикционную усталость, соответствует механизму малоцикловой усталости, а форма кривых фрикционной усталости в большинстве случаев хорошо описывается эмпирическим соотношением Коффина-Мэнсона.

Проведенные исследования позволили в первом приближении оценить влияние на форму кривых фрикционной усталости ряда факторов, связанных с особенностями трибологии и контактного взаимодействия, таких как наличие или отсутствие смазочной жидкости, возможность формирование вторичных структур при трении и др.

Литература

1. Комбалов В.С. Методы и средства испытаний на трение и износ конструкционных и смазочных материалов: Справочник. М.: Машиностроение. 2008. 384 с.

2. Методика расчетной оценки износостойкости поверхностей трения деталей машин. М.: Изд-во Стандартов. 1979. 100 с.
3. Крагельский И.В. Трение и износ. М. Машиностроение, 1968. 480 с.
4. Марченко Е.А. Усталостная теория износа: Краткий обзор // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2008. № 7. С. 3-7.
5. Серенсен С.В. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению. М.: Атомиздат. 1975. 192 с.
6. Марченко Е.А. О природе разрушения поверхности металлов при трении. М.: Наука, 1979. 118 с.
7. Марченко Е.А. и др. Трибологические свойства конструкционных сплавов деталей теплообменного оборудования, подверженных фреттингу // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2020. Т. 21. № 9. С. 401-407.
8. Буяновский И.А. и др. Исследование трибологических характеристик углеродных алмазоподобных покрытий-ориентантов в инактивной среде // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2011. № 11. С. 27-33.
9. Буяновский И.А., Хрущов М.М., Самусенко В.Д. Алмазоподобные углеродные покрытия: трибологическое поведение при граничной смазке. Ч. 1. Структура, методы испытаний, смазка адсорбционными слоями // Материаловедение. 2021. № 9. С. 3-18.
10. Семенов А.П. Трибологические свойства и вакуумные ионно-плазменные методы получения алмазных и алмазоподобных покрытий // Трение и износ. 2009. Т. 30. № 1, С. 83-102.
11. Хрущов М.М. и др. Алмазоподобные нанокомпозитные покрытия a-C:H:Cr – структурное состояние, механические и трибологические свойства // Изв. РАН. Сер. физич. 2014. Т. 78. № 10. С. 1257-1265.

УДК 620.179.16

АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЙ МОНИТОРИНГ ПРОЦЕССА РАСТЯЖЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ РАЗЛИЧНОЙ ТОЛЩИНЫ ДО РАЗРУШЕНИЯ[1]

ACOUSTIC EMISSION MONITORING OF THE TENSION TEST TO FAILURE OF DIFFERENT THICKNESS STEEL SPECIMENS

Марченков А.Ю.[1] – к.т.н., доцент, **Чернов Д.В.**[2]– к.т.н., с.н.с., **Жгут Д.А.**[1] – вед. инж.,
Куликова Е.А.[1] – ст. преп., **Ковалева Т.Ю.**[1] – к.т.н., доцент.
[1] Национальный исследовательский университет "МЭИ", Москва, Россия
[2] Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: chernovdv@inbox.ru

Abstract. The results of the acoustic emission (AE) control of the static tension to failure of flat samples of various thicknesses with a side notch made of 30KhGSA steel are presented. The most informative features of the AE signal flow, which are invariant to the influence of the scale factor, are determined.
Key words: acoustic emission, statistical analysis, empirical distribution function, deformation, tension.

Аннотация. Приведены результаты анализа акустико-эмиссионного контроля процесса статического растяжения до разрушения плоских образцов различной толщины с боковым надрезом из стали марки 30ХГСА. Определены наиболее информативные признаки потока АЭ сигналов, инвариантные к влиянию масштабного фактора.
Ключевые слова: акустическая эмиссия, статистический анализ, эмпирическая функция распределения, деформация, растяжение.

В настоящее время для выявления повреждений металла используют различные неразрушающие методы контроля, применяемые как в виде периодической диагностики (например, ультразвуковой контроль, радиационная дефектоскопия и др.), так и в режиме непрерывного мониторинга (например, акустический контроль, системы вибродиагностики и др.). Когда речь идёт о системах мониторинга, то одним из наиболее перспективных методов, позволяющих в режиме реального времени определить местоположение и степень опасности развивающихся повреждений, является метод акустической эмиссии (АЭ) [1]. Метод АЭ основан на явлении генерации упругих волн при образовании и развитии дефектов в материале контролируемого изделия. Для проведения АЭ мониторинга применяются многоканальные системы сбора, обработки и хранения диагностических сигналов, регистрируемых с помощью пьезоэлектрических преобразователей. В результате обработки зарегистрированных сигналов осуществляется построение координатной локации и оценка степени опасности источников АЭ, с учетом которой можно делать вывод о состоянии металла конструкции [2]. Для исследования влияния масштабного фактора на результаты диагностики металлических материалов методом акустической эмиссии проводили эксперименты, включающие в себя статическое нагружение образцов растяжением. Опыт ранее выполненных исследований [3-5] по акустико-эмиссионной диагностике образцов из конструкционных углеродистых и легированных сталей показывает, что наличие выраженной двухфазной феррито-перлитной структуры может приводить к высокому уровню «структурного шума», связанного с микродеформацией менее прочной ферритной фазы, а также разрушением цементитной сетки при деформировании материала. С учетом этого, в настоящей работе

[1] Исследования выполнены при поддержке Российского научного фонда (проект № 21-79-00232), https://rscf.ru/project/21-79-00232/

выбор был сделан в пользу высококачественной легированной стали 30ХГСА в состоянии после отжига.

Исследование влияния масштабного фактора на результаты АЭ мониторинга проводили путем статического нагружения стального образца до разрушения на испытательной машине *«Instron 5982»* с электромеханическим приводом для обеспечения минимального уровня акустических помех. В качестве приёмных преобразователей использовались пара квазирезонансных преобразователей *VS150-RIC* и пара широкополосных преобразователей *UT-1000.* Преобразователи устанавливали на боковой поверхности образца на расстоянии около 130 мм по обе стороны от бокового надреза. Преобразователи *VS150-RIC* устанавливали на правой боковой поверхности образца, преобразователи *UT-1000* – на левой боковой поверхности. Все преобразователи закрепляли струбцинами, обеспечивая с помощью контактной жидкости необходимый акустический контакт. Общий вид проведения экспериментальных исследований представлен на рис. 1.



Рис. 1. Статическое растяжение стального образца до разрушения с применением системы акустической эмиссии: 1 – образец с боковым надрезом из стали марки 30ХГСА; 2 – квазирезонансные преобразователи VS150-RIC; 3 – широкополосные преобразователи UT-1000; 4 – струбцины

На начальном этапе исследований по статическому растяжению стальных образцов с боковым надрезом определялись оптимальные параметры измерительной системы сбора и обработки акустических сигналов «*Vallen AMSY-6*». Порог дискриминации импульсов АЭ определялся исходя из условия $u_{th} \geq u_n + 6$ дБ (u_{th} – порог дискриминации импульсов АЭ, u_n – максимальная амплитуда шумовых сигналов) и составил u_{th} = 36 дБ. Полоса пропускания цифровых фильтров была выбрана равной Δf_p=95-850 кГц.

Для построения линейной локации источников акустических сигналов, возникающих в процессе статического растяжения стальных образцов до разрушения, определялось значение скорости распространения импульсов АЭ (V_g). Расчет значения параметра V_g осуществлялся по результатам предварительных испытаний, состоящих в имитации акустических сигналов с применением имитатора Су-Нильсена. Значение скорости составило V_g = 3300 м/с при максимальном размере локационной зоны B = 260 мм, равной расстоянию между преобразователями акустической эмиссии (ПАЭ), установленных на поверхности образца.

Для регистрации импульсов АЭ использовались квазирезонансные преобразователи *VS150-RIC* со встроенным предусилителем с коэффициентом усиления 34 дБ и максимальной чувствительностью на частоте 150 кГц. Используемые ПАЭ

обладают высокой чувствительностью в диапазоне частот от 120 до 450 кГц, что позволяет снизить влияние механических и электромагнитных шумов, регистрируемых на частотах менее 50 кГц и свыше 500 кГц соответственно. Для демонстрации влияния масштабного фактора на первичные параметры импульсов АЭ в таблице 1 представлены значения максимальной амплитуды регистрируемых сигналов и АЭ активности в зависимости от размеров трещины.

Таблица 1. Значения максимальной амплитуды регистрируемых сигналов (u_m) и АЭ активности ($\acute{N}$) в зависимости от размеров трещины при испытаниях растяжением образцов толщиной 1 мм и 6 мм

Толщина образца		1 мм		6 мм	
Параметр		u_m, дБ	$\acute{N}$, имп/с	u_m, дБ	$\acute{N}$, имп/с
Длина трещины (стадия испытания)	$l \approx 1{,}7$ мм (появление видимой трещины)	68	2	100	26
	$l \approx 4{,}4$ мм (распространение трещины)	89	6	92	10
	$l \approx 7$–8 мм («акустическое затишье»)	65	3	70	6
	$l \approx 9$–10 мм (перед разрушением)	82	27	100	38

Для оценки влияния масштабного фактора на параметры потока акустических сигналов, генерируемых в процессе развития трещины в материале объекта контроля, необходимо учитывать изменения не только абсолютных значений, но и формы функций распределения АЭ параметров. Для этого проведено сопоставление формы эмпирических функций распределения усредненной частоты выбросов (N_u/t_u), коррелированной со спектральными характеристиками импульсов АЭ.

Согласно представленным в работах [6, 7] результатам, повышение интенсивности процесса накопления повреждений характеризуется изменением частотных характеристик регистрируемых сигналов, при этом оценка абсолютных значений N_u/t_u не позволяет однозначно определить корреляционные зависимости между значениями удельной частоты выбросов и размерами образца контролируемого изделия. В связи с этим необходимо учитывать не абсолютные значения N_u/t_u, а характер изменения эмпирических функций распределения, зарегистрированных для образцов различной толщины. Построение функций распределения осуществлялось с помощью с помощью скользящего окна размером W = 75 импульсов при шаге сканирования S = 15 импульсов. В качестве примера на графиках рис. 2 представлены эмпирические функции распределения параметра N_u/t_u, зарегистрированные при подрастании трещины до значения l = 1,7 мм (рис. 2а и 2б) и до значения l = 9,6 мм (рис. 2в и 2г).

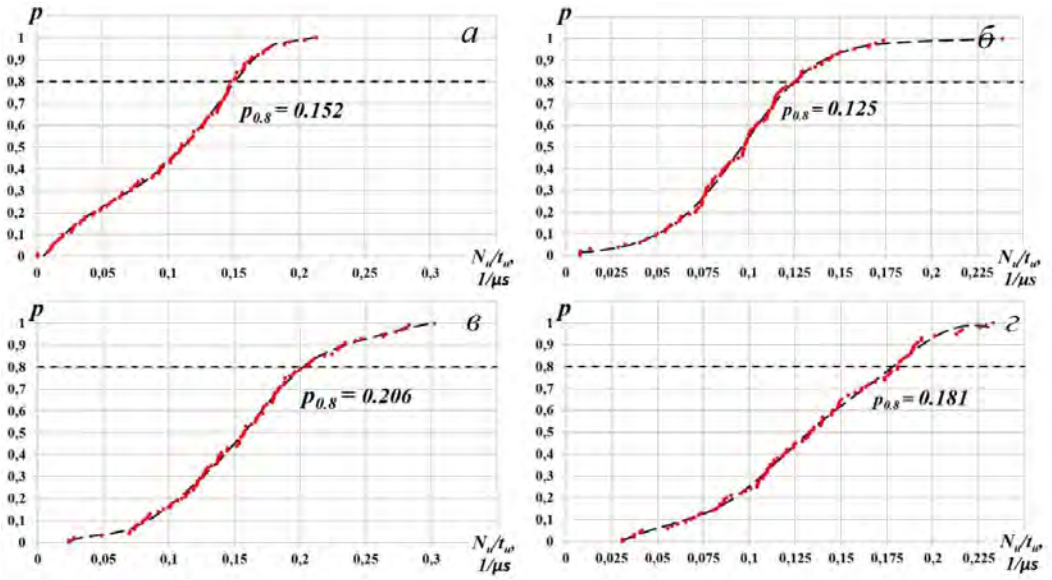


Рис. 2. Сопоставление эмпирических функций распределения усредненной частоты выбросов (N_u/t_u), зарегистрированных при нагружении стальных образцов толщиной t=1 мм (а, в) и t=6 мм (б, г) при длинах трещины l = 1,7 мм (а, б) и l = 9,6 мм (в, г)

Для численной оценки влияния масштабного фактора оценивалось изменение значения квантиля уровня p=0,8 ($(N_u/t_u)_{p=0.8}$). Для образцов толщиной t = 1 мм значение исследуемого параметра составило $(N_u/t_u)_{p=0.8}$ = 0,152 [1/мкс]. При обработке потока АЭ сигналов, зарегистрированных при нагружении образцов толщиной t = 6 мм, отмечается снижение квантиля эмпирической функции распределения до значения $(N_u/t_u)_{p=0.8}$ = 0,125 [1/мкс]. Уменьшение значения критериального параметра $(N_u/t_u)_{p=0.8}$, зарегистрированного при обработке результатов АЭ мониторинга процесса нагружения образцов толщиной t = 6 мм, связано с повышением доли низкоэнергетических сигналов, для которых среднее значение количества выбросов не превышало N_u = 23.

При увеличении размеров трещины до l = 9,6 мм отмечается повышение критериального параметра до средних значений $(N_u/t_u)_{p=0.8}$ = 0,206 [1/мкс] у образца толщиной 1 мм и $(N_u/t_u)_{p=0.8}$ = 0,181 [1/мкс] у образца толщиной 6 мм. Разность между максимальным и минимальным значениями критериальных параметров, зарегистрированных в процессе нагружения образцов различной толщины, составляло $\Delta(N_u/t_u)_{t=1\ мм}$ = 0,054 [1/мкс] и $\Delta(N_u/t_u)_{t=6\ мм}$ = 0,056 [1/мкс]. Относительное изменение разностных значений усредненной частоты выбросов для образцов с максимальной разницей в толщине не превышало 3,6 %.

В настоящей работе рассмотрена актуальная задача технической диагностики, состоящая в оценке влияния масштабного фактора на параметры АЭ мониторинга металлических материалов. В результате проведённых исследований:

- Проведена оценка изменения первичных параметров регистрируемых импульсов АЭ в зависимости от размеров развивающейся трещины при растяжении стальных образцов различной толщины. Установлено, что увеличение толщины контролируемого объекта приводит к монотонному изменению первичных параметров акустических сигналов – повышению амплитуды регистрируемых сигналов u_m и активности акустической эмиссии $\acute{N}$.
- Показано, что параметры распределения усредненной частоты выбросов зависят от толщины испытуемого образца. Значение параметра N_u/t_u может быть использовано при построении аналитических моделей оценки поврежденности исследуемых объектов, инвариантных к влиянию масштабного фактора.

Литература

1. Иванов В.И., Барат В.А. Акустико-эмиссионная диагностика. – М.: Издательский дом «Спектр», 2017. – 368 с.
2. Matvienko Y.G., Vasiliev I.E., Chernov D.V., Marchenkov A.Y. Diagnostics of welded joints in main pipelines equipment // Sci. Technol. Oil Prod. Pipeline Transp. 2018, 8, 618–630.
3. Sarath S., Patel P., Dharmik D., Raghavendra V.S., Kothari D., Rao V.N. Application acoustic emission testing during hydrostatic test to ensure integrity of pressure vessel section with support structures // Nondestruct. Eval. 2017, 6, 411-418.
4. Louda P., Sharko A., Stepanchikov D. An Acoustic Emission Method for Assessing the Degree of Degradation of Mechanical Properties and Residual Life of Metal Structures under Complex Dynamic Deformation Stresses // Materials. 2021, 14, 2090.
5. Chernyaeva E.V., Volkov A.E., Galkin D.I., Bigus G.A., Merson D.L., Bystrova N.A. Evaluation of the condition of a metal using the acoustic-emission method: Prospects and problems. // Russ. J. Nondestruct. Test. 2013, 49, 131–139.
6. Makhutov N.A., Vasiliev I.E., Chernov D.V., Ivanov V.I., Terent'ev E.V. Kinetics Of Damage Accumulation And Failure In The Zones Of Stress Raisers In Sample Rupture Tests. // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2021, 57(1), 31-42.
7. Matvienko Y.G., Vasil'ev I.E., Chernov D.V. Damage And Failure Of Unidirectional Laminate By Acoustic Emission Combined With Video Recording // Acta Mechanica. 2021, 232, 1889-1900.

УДК 539.319

ОСОБЕННОСТИ НАТУРНЫХ ТЕНЗОМЕТРИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ ОБОРУДОВАНИЯ АЭС, ЭКСПЛУАТИРУЕМОГО В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР И ДЕФОРМАЦИЙ

FEATURES OF FULL-SCALE TENSOMETRY INVESTIGATIONS OF NPP EQUIPMENT OPERATING UNDER HIGH TEMPERATURES AND DEFORMATIONS

Маслов С.В.[1]– к.т.н., в.н.с., **Кукшинов А.И.**[2]– к.т.н.
[1]ФГБУН Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН,
101990, г. Москва, Малый Харитоньевский пер., 4
[2]Нижегородская инжиниринговая компания "Атомэнергопроект" (филиал),
127434, Россия, Москва, Дмитровское ш., д. 2 стр. 1
e-mail: maslovsv@inbox.ru

Abstract. A method for increasing the accuracy of determining deformations in full-scale tensometric studies of NPP equipment is considered. An algorithm is proposed that allows minimizing the measurement error caused by the drift of the output signal of strain gauges. A method has been developed for evaluating the creep of strain gauges at high temperatures and variable deformations that occur in the material of the structure under study.
Key words: stress state, tensometric measurements, high temperatures, variable deformations.

Аннотация. Рассмотрен метод повышения точности определения деформаций при натурных тензометрических исследованиях оборудования АЭС. Предложен алгоритм, позволяющий свести к минимуму погрешность измерений, вызываемую дрейфом выходного сигнала тензорезисторов. Разработан метод оценки ползучести тензорезисторов при высоких температурах и переменных деформациях, возникающих в материале исследуемой конструкции.
Ключевые слова: напряженное состояние, тензометрические измерения, высокие температуры, переменные деформации.

В связи с необходимостью обеспечения безопасной эксплуатации энергоустановок нового поколения (АЭС типов ВВЭР и БН повышенной мощности) [1] возникает задача создания усовершенствованных методов и средств экспериментального контроля напряженно-деформированного состояния (НДС) элементов подобных при их испытаний и эксплуатации. В настоящее время компетенции отечественных научных центров в области разработки методов и средств экспериментального контроля, применимых в условиях длительных испытаний, переменных упругих и упругопластических деформациях в значительной степени утрачены и требуют развития. Ниже рассмотрены вопросы разработки методик экспериментального исследования НДС методами натурной тензометрии, применимыхв условиях квазистатического нагружения конструкций.

Характерной особенностью создаваемых энергоустановок является повышение верхней границы температурного диапазона их эксплуатации. Наибольшие трудности применения натурной тензометрии возникают вследствие следующих обстоятельств.

1. Для разработанных ранее ИМАШ РАН тензорезисторов с чувствительными элементами из никельмолибденовыхсплавов требуетсяприменение новой методики учётанеинформативнойсоставляющей выходного сигнала, вызванной дрейфом.
2. При произвольных функциях изменения измеряемых деформаций для повышенной до 520 – 540^{o}C верхней границы диапазона рабочих температур необходимо использовать новые методики учёта и ограничения ползучести тензорезисторов

Развитие методики учета и минимизации параметров дрейфа тензорезисторов. В условиях длительных испытаний при высоких температурах дрейф тензорезисторов

становится причиной возрастания погрешностей измерений до недопустимых величин. Проведенный в ИМАШ РАН анализ [2,3] показал, что влияние дрейфа тензорезисторов на результаты измерений при температурахвыше 450°С через 2 часа приводит к неприемлемойпогрешности измерения около 5%,. Эффективный способ минимизации дрейфа выходного сигнала – применение алгоритмов определения деформаций по разности сигналов «активного» (воспринимающего деформацию) и «компенсационного» (подверженного только действию температуры) тензорезисторов. Для минимизации влияния дрейфа в ИМАШ РАН разработанметод подбора тензорезисторов в пары по параметрам дрейфа, для этого тензорезисторы подвергаются длительным тепловым воздействиям с измерением их сигналов [4].

Разность параметров дрейфа для пары тензорезисторов - случайная величина, которую можно определить экспериментально в процессе тензоизмерений. Для этого используется выборка (12-16 штук) образцов, изготовленных из материала натурной конструкции, на которых установлены пары тензорезисторов (называемых «свидетелями») по той же технологии, которая используется для измерений. «Свидетели» устанавливаются в зоне с температурой, максимальной по отношению к другим измерительным точкам; используется технология, исключающая их деформирование. Статистическая обработка сигналов «свидетелей» позволяет оценить максимальную величину случайной составляющей погрешности измерений (за исключением составляющей, связанной с ползучестью тензорезисторов). Для современных энергоустановок характерен широкий диапазон температур эксплуатации. Длизон с низкими температурами предложенный метод даёт завышенную оценку. В ИМАШ РАН предложен косвенный метод оценки параметров дрейфа, основанный на измерении сигналов компенсационных тензорезисторов. Выходной сигнал, связанный с дрейфом, представляется в виде суммы двух составляющих:$\boldsymbol{\xi_\tau = \xi_c + \Delta\xi_t}$где $\boldsymbol{\xi_\tau}$, $\boldsymbol{\xi_c}$ и $\boldsymbol{\Delta\xi_t}$ – соответственно дрейф действительного сопротивления, дрейф начального сопротивления и изменение температурной характеристики (ТХС) за время$\boldsymbol{\tau}$. Составляющая, $\boldsymbol{\xi_c}$ для полумоста тензорезисторов принимается нулевойпри использовании новых балансов в начале режима. Изменение ТХС происходит в течение всего периода испытаний и приводит к постоянному возрастанию погрешности. Экспериментально установлена линейная зависимость среднеквадратичного отклонения приращения исходных температурных характеристик тензорезисторов $\boldsymbol{S(\Delta\xi_t)}$ от среднего значения $\boldsymbol{\Delta\xi_t}$. На рис.1 приведены полученные графики указанных зависимостей для никельмолибденовых тензорезисторов, подвергнутых изотермическим выдержкам при температурах 520 - 540°С, и при переменных температурах этого диапазона. Результаты проведенных в ИМАШ РАН экспериментов позволили определить величину коэффициента пропорциональности между средней величиной возрастания температурной характеристики и значением её СКО. Оказалось, что этот коэффициент не зависит от функции изменения температуры тензорезисторов во времени и равен К* = 2,5х10^{-2}. Для определения составляющей погрешности, связанной с дрейфом ТХС, можно использовать измеренные в процессе натурного эксперимента величины возрастания температурных характеристик компенсационных тензорезисторов.

При принятой доверительной вероятности α = 0,997 величина СКО разностей температурных характеристик пары тензорезисторов определяется формулой:

$$\boldsymbol{S(\Delta\xi_t) = \frac{\sqrt{2}K^*}{1-3K^*}(\Delta\xi_t)_k} \quad (1)$$

Разработка методики определения границ возможной ползучести тензорезисторов при произвольных функциях изменения деформаций. Ползучесть тензорезисторов является характеристикой, зависящей от функции изменения

деформации во времени и изменений температуры, влияющей на величину ползучести. Физически ползучесть тензорезисторов проявляется в уменьшении сигнала при постоянной деформации.

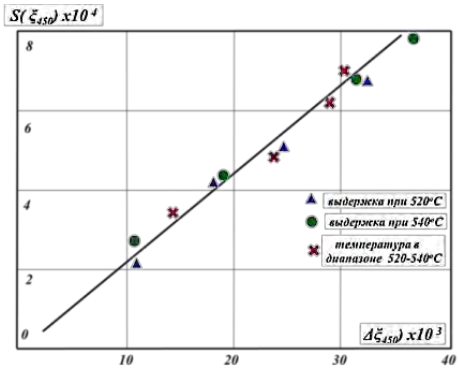


Рис. 1. Зависимость СКО разностей температурных характеристик подобранных в пары тензорезисторов от величины возрастания средней температурной характеристики партии

Неинформативную составляющую выходного сигнала $\xi_п$, связанную с ползучестью, принято аппроксимировать [5] для случая скачкообразного возрастания деформации экспоненциальной функцией вида:

$$\boldsymbol{\xi_п = A_t(\varepsilon)\left(1 - e^{\tau/\alpha_t(\varepsilon)}\right)} \qquad (2)$$

где $A_t(\varepsilon)$- предел ползучести, τ - время, ε – деформация, $\alpha_t(\varepsilon)$ – постоянная времени. Практически использовать эту формулу для определения $\xi_п$ при натурных исследованиях НДС невозможно, так как параметры A_t и α_t зависят от произвольно меняющейся температуры;к тому же деформация является сложной знакопеременной функцией. Определение параметров ползучести на балках, нагруженных постоянной нагрузкой, при температуре выше 450°С весьма затруднительно из-за ползучести самого материала балки. Поэтому в ИМАШ РАН предложен метод, заключающийся в определении границ возможной величины $\xi_п$ для тензорезисторов, установленных на консольной балке, нагреваемой электрическим током и нагружаемой переменной нагрузкой с синусоидальным законом изменения во времени. Анализ изменения выходного сигнала тензорезистора показал, что измеряемая деформация в результате эффекта ползучести, определяемого формулой (2), также имеет синусоидальный характер, но с амплитудой, меньшей на величину $\Delta\xi_п$ по сравнению с действительной амплитудой изменения деформации, как это показано на рис. 2. Функции, приведенные на рис. 2, получены экспериментально для никельмолибденовых тензорезисторов при постоянной температуре испытаний 680°С и амплитуде деформации 1000 млн-1.

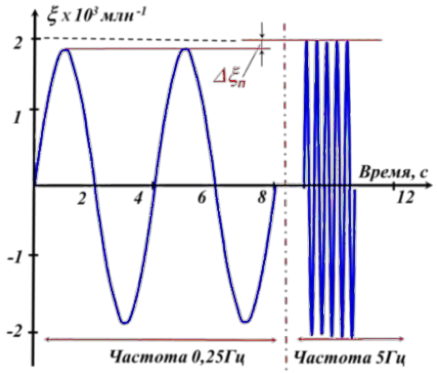


Рис.2. Влияние ползучести тензорезисторов на амплитуду сигнала для синусоидальной нагрузки

Анализируя набор экспериментальных результатов, аналогичных показанным на рис. 2, но полученных для набора различных частот нагружения, можно построить график зависимости $\Delta\xi_п$ от частоты нагружения; полученное значение $\Delta\xi_п$, при нулевой частоте будет соответствовать величине A_t в формуле (2). Существенным ограничением использования подобного подхода является то, что он позволяет оценить предел ползучести только для уровня деформации, при котором получены экспериментальные данные. Использование A_t в качестве возможной величины погрешности даёт завышенную оценку при небольшой длительности испытаний.

Для альтернативной оценки погрешности, вызванной ползучестью тензорезисторов, предлагается использовать результаты испытаний, полученныепри синусоидальном характере изменения деформации. Для этого сконструирован испытательный стенд, показанный на рисунке 3 и позволяющий исследовать ползучесть тензорезисторов при температурах 25-700^{o}C при переменных нагрузках синусоидального характера.

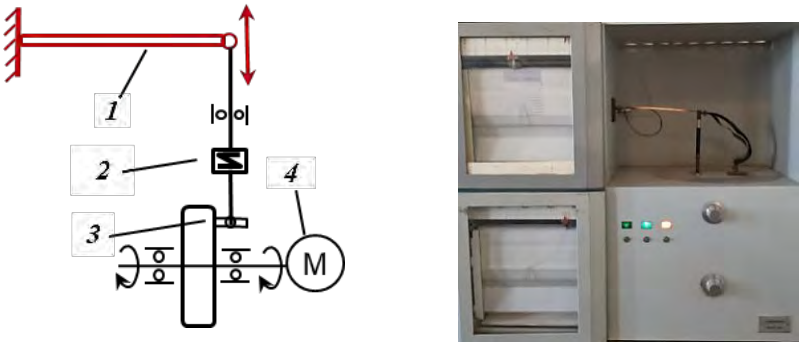


Рис. 3. Установка для исследований ползучести тензорезисторов при синусоидальных нагрузках: 1 – образец; 2 – муфта; 3 –кривошип; 4-двигатель

Выводы и результаты

1. Разработана методика учёта дрейфа тензорезисторов при определении деформаций в металле конструкций методом натурной тензометрии.
2. Предложена конструкция стенда для определения ползучести тензорезисторовпри синусоидальном характере изменения измеряемой деформации.

Литература

1. Албагачиев А.Ю., Алексеева С.И., Ахметханов Р.С., и др. Прочность, ресурс, живучесть и безопасность машин Ответственный редактор Махутов Н.А., Москва, издательство "Книжный дом "ЛИБРОКОМ" 2019 – 576 с. EDN: UCBZJZ
2. Маслов С.В. Исследование напряжённого состояния действующего оборудования методом тензометрии для уточнения условий прочности и ресурса / Машиностроение и инженерное образование. 2021. №3-4(67). С. 16-27. EDN: NFLARX.
3. Razumovskii I.A., Chernyatin A.S., Fomin A.V. Experimental-Computational Methods for Determination the Stress-Strain State of Structural Components / Inorganic Materials. 2014. V. 50. № 15. P. 1528-1536. DOI: 10.1134/S0020168514150151. EDN: UFIVLJ.
4. Экспериментальные исследования напряжений в конструкциях. / Под ред. Н.А.Махутова. - М.: Наука, 1992. – 202с.
5. Makhutov N.A., Gadenin M.M., et all. Theoretical and Experimental Analysis of Stresses and Strength of Load-Bearing Components of Thermonuclear Tokamak Installations / Nuclear Materials. London: Intech Open. 2020. P. 1-26. DOI: 10.5772/intechopen.94531. EDN: СЗЛВОС

УДК 620.179.16

ОЦЕНКА СТЕПЕНИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ОБРАБОТКИ АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫХ СИГНАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСКУССТВЕННЫХ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ[1]

EVALUATION OF STEEL SPECIMENS DAMAGE DEGREE FROM THE PROCESSING ACOUSTIC-EMISSION SIGNALS RESULTS USING ARTIFICIAL NEURAL NETWORKS

Матвиенко Ю.Г.[1] – д.т.н., зав. отделом, **Васильев И.Е.**[1] – к.т.н., с.н.с.,
Чернов Д.В.[1]– к.т.н., с.н.с., **Кожевников А.В.**[2] – к.т.н., доц.
[1] Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
[2] Национальный исследовательский университет "МЭИ", Москва, Россия
e-mail: chernovdv@inbox.ru

Abstract. The results of the acoustic-emission control analysis of the static tension process of flat specimens made of steel grade 30KhGSA are presented. According to the results of statistical analysis of the parameters of the AE signal flow, the most informative parameters were determined that correlate with the degree of damage to steel samples. The patterns obtained were used to synthesize artificial neural networks used to predict the degree of damage to a steel sample. As a result of testing the neural network, the forecasting error did not exceed γ=9.8%.
Key words: acoustic emission, statistical analysis, artificial neural networks.

Аннотация. Приведены результаты анализа акустико-эмиссионного контроля процесса статического растяжения плоских образцов из стали марки 30ХГСА. По результатам статистического анализа параметров потока АЭ сигналов, определены наиболее информативные параметры, коррелирующие со степенью поврежденности стальных образцов. Полученные закономерности были использованы для синтеза искусственных нейронных сетей, используемых для прогнозирования степени поврежденности стального образца. В результате апробации нейронной сети погрешность прогнозирования не превышала γ=9,8 %.
Ключевые слова: акустическая эмиссия, статистический анализ, искусственные нейронные сети.

Одной из наиболее актуальных задач технической диагностики является достоверная оценка степени поврежденности объектов контроля, находящихся в эксплуатации. Для решения поставленной задачи применяют системы акустико-эмиссионного мониторинга. Метод акустической эмиссии основан на регистрации упругих волн, возникающих в процессе неупругих смещений среды, вызванных в том числе образованием и развитием дефектов и повреждений в структуре материала [1]. Разработанные методики применения АЭ диагностики позволяют по результатам регистрируемых локационных импульсов оценить местоположение и класс опасности источников АЭ. При этом согласно нормативных документов, в частности ПБ 03-593-03 «Правила организации и проведения акустико-эмиссионного контроля сосудов, аппаратов, котлов и технологических трубопроводов», оценка класса опасности источников АЭ должна осуществляться с использованием стандартизованных критериев [1].

Однако, как показали многочисленные исследования, выполненные авторами при проведении АЭ диагностики в ходе испытаний образцов и изделий из различных конструкционных материалов, получаемые результаты по оценке их поврежденности с применением существующих критериев не всегда корректны.

[1] Исследования выполнены при поддержке Российского научного фонда (проект № 18-19-00351).

Поэтому возникает актуальная необходимость разработки методик, повышающих достоверность оценки поврежденности материала изделий в процессе их нагружения.

Одним из возможных решений поставленной задачи является применение методов интеллектуального анализа данных (ИАД) и, в частности, искусственных нейронных сетей, которые обрели особую популярность при современном развитии компьютерных технологий обработки информации и повышении быстродействия процессоров [2].

Опыт ранее выполненных исследований [3, 4] показывает, что применение ИНС может служить основой для выбора наиболее информативных критериев из массивов регистрируемой информации в режиме «*on-line*», реально отражающих процессы накопления повреждений в материале контролируемого изделия.

В настоящей работе авторами были использованы искусственные нейронные сети для оценки степени поврежденности стальных образцов из стали марки 30ХГСА по данным АЭ диагностики, зарегистрированным при их испытаниях на разрыв. Массивы зарегистрированных АЭ данных, нормированные относительно максимальных значений контролируемых параметров, были использованы при обучении нейронных сетей для оценки степени поврежденности образцов ($0 \le \omega \le 1$) в процессе их деформирования.

Обучение ИНС осуществлялось по энергетическим и темпоральным параметрам локационных импульсов, регистрируемых при растяжении стальных образцов до значений относительных деформаций, составляющих e = 2,5, 10 и 40 %. Апробация синтезированных ИНС осуществлялась в рамках экспериментальных исследований по оценке степени поврежденности стального образца, максимальный уровень относительного удлинения которого составлял e = 6,5 %. На рисунке 1 показан образец из стали 30ХГСА при испытаниях на разрыв на установке *«Instron 5982»*.

.



Рис. 1. Испытание стального образца на установке «Instron 5982» с применением системы АЭ диагностики: 1 – образец из стали марки 30ХГСА; 2 – квазирезонансные преобразователи R15α; 3 – струбцины

Для проведения АЭ диагностики образцов использовались квазирезонансные преобразователи *R15α*, которые устанавливали на боковой поверхности образца на расстоянии 130 мм от центрального бокового надреза. Преобразователи закрепляли на поверхности образца с помощью струбцин, обеспечивая с помощью контактной смазки

необходимый акустический контакт. На основании данных АЭ диагностики, полученных при испытаниях стальных образцов на разрыв, в таблице 1 представлены результаты применения стандартных критериев по оценке класса опасности источников АЭ, зарегистрированные при деформациях: $e \leq 2{,}5$ %; $e = 2{,}5 \div 6{,}5$ %; $e = 6{,}5 \div 10$ %; $e = 10 \div 40$ %.

Таблица 1. Результаты применения амплитудного и локально-динамического критерия оценки степени опасности источников АЭ

Максимальная амплитуда (Класс опасности источника АЭ)				
№	***e ≤2,5 %***	***2,5%< e <6,5%***	***6,5%< e <10%***	***10%< e ≤40%***
1	85.7 дБ (IV)	-	-	-
2	87.3 дБ (IV)	71.4 дБ (III)	-	-
3	83.4 дБ (IV)	100 дБ (IV)	98.5 дБ (IV)	-
4	85.9 дБ (IV)	86 дБ (IV)	87 дБ (IV)	99.7 дБ (IV)
Значение локально-динамического критерия (Класс опасности источника АЭ)				
№	***e ≤2,5 %***	***2,5%< e <6,5%***	***6,5%< e <10%***	***10%< e ≤40%***
1	0.5 (I)	-	-	-
2	0.4 (I)	127.8 (IV)	-	-
3	0.5 (I)	307.2 (IV)	512.8 (IV)	-
4	1.2 (II)	63.9 (IV)	859.8 (IV)	644.3 (IV)

Как следует из таблицы 1, применение стандартных критериев не позволяет корректно оценить класс опасности регистрируемых источников АЭ, так как даже на начальном этапе пластического деформирования материала при $e \leq 2{,}5$ % применение амплитудного критерия свидетельствовало о регистрации критически опасных источниках IV класса.

Для повышения достоверности результатов оценки степени поврежденности стальных образцов по результатам проведения АЭ диагностики необходимо учитывать не только значения стандартных параметров регистрируемых импульсов и количество АЭ событий, генерируемых источником, но и статистическое распределение контролируемых параметров в массивах регистрируемых импульсов при текущем уровне деформирования материала изделия. На рисунке 2 представлены зависимости эмпирической функции распределения амплитуды импульсов АЭ, зарегистрированные при степени поврежденности стального образца $\omega_1 = e_1/e_B = 0{,}05$; $\omega_2 = e_2/e_B = 0{,}5$; $\omega_3 = e_3/e_B = 0{,}95$; где e_B – уровень предельной деформации при разрушении образцов.

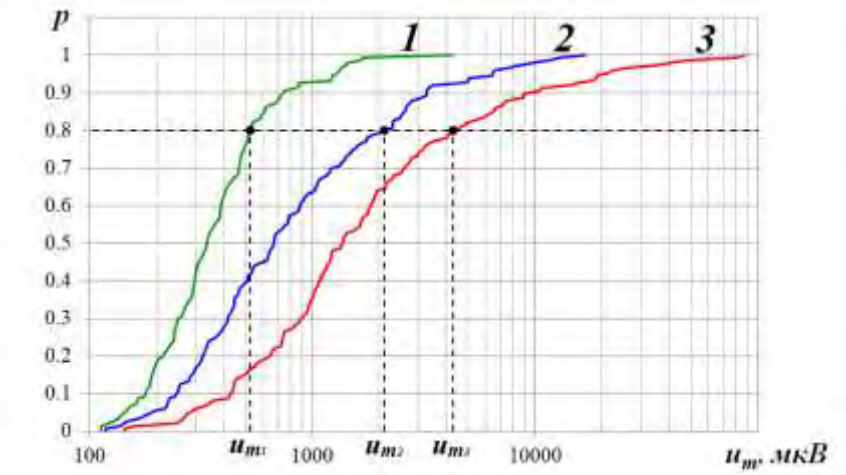


Рис. 2. Сопоставление эмпирических функций распределения амплитуд сигналов, зарегистрированных при уровнях деформирования стальных образцов $\omega_1 = e_1/e_B = 0{,}05$; $\omega_2 = e_2/e_B = 0{,}5$; $\omega_3 = e_3/e_B = 0{,}95$

Построение эмпирических функций распределения осуществлялось для таких параметров сигналов, как амплитуда, длительность, количества выбросов с использованием скользящего окна размером $W = 100$ отсчетов при шаге стробирования $S = 25$ импульсов. Для численной оценки соответствия процесса деформирования

испытанных образцов параметрам функций их распределения использовался уровень квантиля p=0,8. Как следует из графиков 1-3 рисунка 2, при уровнях деформирования материала: ω_1= 0,05; ω_2= 0,5; ω_3= 0,95, средние статистические значения амплитуды сигналов, подсчитанные для квартилей p=0,8, соответственно составляли u_{m1}=529 мкВ, u_{m2}=2100 мкВ и u_{m3}=4300 мкВ, т.е. повышение уровня деформирования коррелирует с изменением значений используемого параметра статистического распределения $u_{m(p=0.8)}$. В результате проведения статистической обработки массивов локационных импульсов, зарегистрированных в процессе нагружения стальных образцов, были выбраны наиболее информативные параметры АЭ сигналов, использованные при обучении ИНС. Характерные значения их распределения рассчитывались для квантиля уровня p=0,8 на основании функции Гаусса первого порядка, используемой при аппроксимации амплитудного распределения ($p = a \cdot e^{-\left(\frac{u_m - b}{c}\right)^2}$).

На рисунке 3 представлены результаты прогнозирования степени поврежденности стального образца при уровне относительной деформации e = 6,5%.

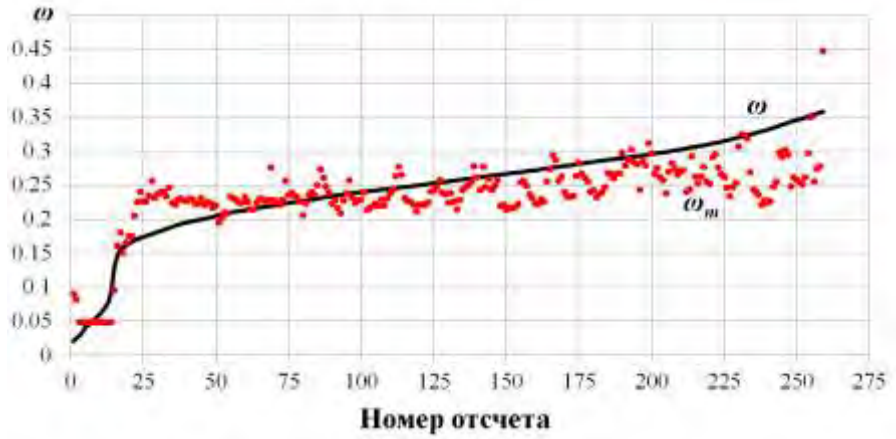


Рис. 3. Истинные (ω) и прогнозируемые (ω_m) значения степени поврежденности стальных образцов, рассчитанные с помощью модели ИНС для тестовой выборки с наименьшим уровнем ошибки

Согласно результатам, приведенным на рисунке 3, максимальный уровень погрешности параметра ω, наблюдаемый на 25 отсчете, соответствует началу площадки текучести кривой деформирования. Оптимизация набора контролируемых параметров сигналов и увеличение количества данных тестирования образцов позволит снизить погрешность оценки степени поврежденности материала. Применение квантиля уровня p=0,8 для статистического анализа функций распределения наиболее информативных параметров локационных импульсов позволяет достаточно точно коррелировать с процессом деформирования стальных образцов. При этом максимальный уровень приведенной погрешности расхождения сопоставляемых значений в диапазоне пластического деформирования материала не превышал γ=9,8 %.

Литература

1. Иванов В.И., Барат В.А. Акустико-эмиссионная диагностика: справ. М.: Издательский дом «Спектр», 2017. – 368 с.:ил.

2. Рассел С., Норвиг П. Искусственный интеллект: современный подход // 2-е издание. – Пер. с англ. – М.: Вильямс, 2007. – 1408 с.

3. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В., Кожевников А.В., Мищенко И.В. Повышение вероятности выявления источников акустической эмиссии с помощью искусственных нейронных сетей, Дефектоскопия. 2022. № 5. С. 3-12.

4. Д. Мерсон, А. Панин. Применение мультиэвристического подхода для анализа сигналов акустической эмиссии, Материалы международной конференции «Современные проблемы математики, информатики и биоинформатики». – Новосибирск, 2011.

УДК 351/354:001.891

ПОВЫШЕНИЕ ВАЖНОСТИ И ЭФФЕКТИВНОСТИ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ РАБОТ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ НАЦИОНАЛЬНОЙ БЕЗОПАСНОСТИ

INCREASE OF IMPORTANCE AND EFFICIENCY OF SCIENTIFIC STUDIES FOR MAINTENANCE OF NATIONAL SAFETY

Махутов Н.А., член-корреспондент РАН, главный научный сотрудник
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва
e-mail: kei51@mail.ru

Abstract. Interconnected methods, criteria and levels of protectability, safety, risks, reliability, survivance, life-time and strength of the responsible technical installations functioning in the complex system including social, natural and technogenic spheres are observed. The risk-focused approach according to requirements of national safety is the basis for the analysis.
Keywords: risk, safety, protectability, survivance, reliability, life-time, strength, criteria, parameters.

Аннотация. Рассмотрены взаимоувязанные методы, критерии и уровни защищенности, безопасности, рисков, надежности, живучести, ресурса и прочности ответственных технических объектов, функционирующих в сложной системе, включающей социальную, природную и техногенную сферы. В основу анализа положен риск-ориентированный подход в соответствии с требованиями национальной безопасности.
Ключевые слова: риск, безопасность, защищенность, живучесть, надежность, ресурс, прочность, критерии, параметры.

Стратегия национальной безопасности [1], утвержденная Указом Президента Российской Федерации, является базовым документом стратегического планирования [2], определяющим национальные интересы и стратегические национальные приоритеты, цели и задачи государственной политики в области обеспечения национальной безопасности и устойчивого социально-экономического развития на долгосрочную перспективу.

Руководящие документы [1, 2] находятся в прямой связи со стратегией научно-технологического развития [3] и программой фундаментальных и поисковых научных исследований до 2030 г. [4].



Рис. 1. Нормативная база развития России до 2030 – 2035 гг.

Важными положениями указанных документов [1 - 4] являются следующие:

- без фундаментальной науки невозможно достижение стратегических приоритетов и целей;
- в основу анализа безопасности положен риск-ориентированный подход;
- основное внимание должно быть сосредоточено на обосновании и обеспечении безопасности критически (КВО) и стратегически (СВО) важных объектов и инфраструктур;
- обеспечение жизнедеятельности и защиту от опасностей следует осуществлять на основе многопараметрического анализа функционирования сложной С-П-Т системы, включающей социальную (С), природную (П) и техногенную (Т) сферы.

Реализация этих положений требует не только использования накопленных знаний, но и постановки новых научно-исследовательских работ в области теории и практики комплексной безопасности.

Российская академия наук, Отделение энергетики, машиностроения, механики и процессов управления и Институт машиноведения на протяжении трех последних десятилетий ведут междисциплинарные и межотраслевые исследования и разработки в области техногенной безопасности КВО и СВО, лежащие в основе научной поддержки и обеспечения решения проблем национальной безопасности. Обобщенные результаты этих исследований отражены в 65-томном издании «Безопасность России» [5], а взаимосвязь безопасности и рисков в [6 -7]. Начиная с середины XX века и в перспективе до 2030 года, было проведено систематизированное развитие научной и нормативно-технической базы от классической прочности до защищенности от техногенных катастроф (рис. 2).

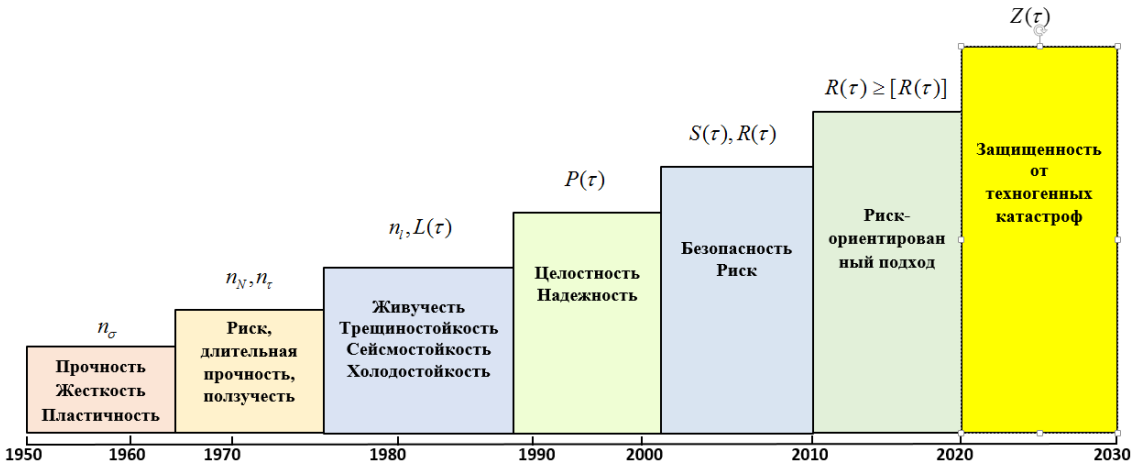


Рис. 2. Последовательность формирования и развития риск-ориентированного подхода к объектам техносферы

В его рамках вводились соответствующие запасы: n_σ - по напряжениям; циклической n_N и временной n_τ долговечности; по живучести $L(\tau)$ с оценкой трещиностойкости; по целостности и надежности с оценкой вероятности $P(\tau)$; по безопасности $S(\tau)$ и рискам $R(\tau)$. В риск-ориентированном подходе риски $R(\tau)$ не должны превышать допускаемых, а защищенность $Z(\tau)$ от аварий и катастроф определяется достигнутым уровнем безопасности.

Ключевыми для безопасности $S(\tau)$ и защищенности $Z(\tau)$ является показатель рисков $R(\tau)$. По мере увеличения сроков эксплуатации τ за счет развития деградационных процессов в С-П-Т системе риски $R(\tau)$ увеличиваются по мере накопления эксплуатационных повреждений $d(\tau)$ (рис. 3).

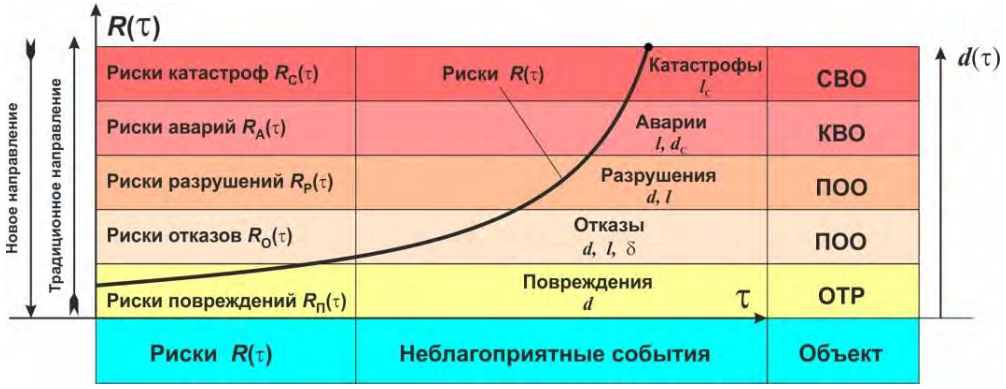


Рис. 3. Последовательность анализа опасных состояний объектов и соответствующих им рисков

Эти повреждения на определенной стадии жизненного цикла переходят в отказы (с развитием трещин l и уменьшением несущих сечений δ), в частичные разрушения несущих элементов при повышенных параметрах d и l. Такие разрушения создают аварийные ситуации при критических повреждениях d_c и развитых трещинах l, которые могут переходить в катастрофы при критических (разрушающих) размерах трещин l_c. Опасность такой последовательности переходов опасных состояний увеличивается по мере повышения ответственности и важности функционирующих объектов техносферы: массовые объекты технического регулирования (ОТР), серийные потенциально опасные объекты (ПОО), мелкосерийные критически важные объекты (КВО), уникальные стратегически важные объекты (СВО). Для каждой из анализируемых ситуаций характерны свои уровни рисков - $R_{\text{п}}(\tau)$, $R_0(\tau)$, $R_{\text{Р}}(\tau)$, $R_{\text{А}}(\tau)$, $R_{\text{к}}(\tau)$

В теории безопасности [5 - 7] под рисками $R(\tau)$ понимается сочетание вероятности $P(\tau)$ возникновения неблагоприятного процесса или события (по рис. 3) и соответствующего ему ущерба $U(\tau)$

$$R(\tau) = F_R\{P(\tau), U(\tau)\} \tag{1}$$

где F_R – функционал, связывающий $P(\tau)$ и $U(\tau)$.

Ущербы $U(\tau)$ в общем случае могут измеряться в экономических показателях (руб., долл., евро) или быть безразмерными (в количестве погибших людей, разрушенных объектов техносферы или природной среды).

Вероятности $P(\tau)$ определяются отношением за один год числа разрушенных или поврежденных объектов данного типа и назначения к общему числу функционирующих. Тогда размерность риска $R(\tau)$ будет [руб./год] или [1/год]. Связь между $P(\tau)$ и $U(\tau)$ может носить степенной вид, и функционал F_R в (1) может быть представлен в виде произведения $P(\tau)$ на $U(\tau)$. Для оценки экономических рисков в С-П-Т системе справедливым оказывается суммирование рисков.

$$R(\tau) = R_{\text{С}}(\tau) + R_{\text{П}}(\tau) + R_{\text{Т}}(\tau) \tag{2}$$

Для техногенных аварий и катастроф определяющими являются неконтролируемые выбросы (выходы) за пределы соответствующих объектов:

- опасных химически, биологически, радиационно веществ W;
- опасных кинетических, взрывных, тепловых, сейсмических, аэрогидродинамических потоков энергии E;
- опасных искаженных, поврежденных потоков управляющей и контролирующей информации I.

Тогда по аналогии с (2) можно записать

$$R(\tau) = R_W(\tau) + R_E(\tau) + R_I(\tau) \tag{3}$$

В зависимости от категории опасности объектов (ОТР, ПОО, КВО, СВО) и уровня ущербов $U(\tau)$ в анализе [5, 6] безопасности $S(\tau)$ вводятся классифицированные (масштабированные) уровни рисков $R(\tau)$: 1 – локальные, 2 – объектовые, 3 – местные, 4 – региональные, 5 – национальные, 6 – глобальные, 7 – планетарные. Если локальные риски определяются ущербами для конкретного элемента объекта, то планетарные – для планеты в целом. Ущербы при таких классах локальных повреждений и планетарных катастроф увеличиваются от $10^3 \div 10^5$ до $10^{10} \div 10^{12}$ руб. и более. Вероятности $P(\tau)$ при этом снижаются не столь существенно – от 10^0 до 10^{-2} 1/год. Этому диапазону измерений $U(\tau)$ и $P(\tau)$ соответствуют осредненные риски $R(\tau)$ от 10^4 руб./год до 10^9 1/год.

При наиболее тяжелых техногенных катастрофах погибали до $3\text{-}10^4$ чел., а увечья получали около $2{,}5 \cdot 10^5$ чел. (Индия, Бхопал), а экономический и экологический ущерб – до $4 \cdot 10^{11}$ руб. (США – морская платформа в Мексиканском заливе).

В теории техногенной безопасности, как и в классических теориях прочности, долговечности, трещиностойкости, надежности по рис. 3 можно ввести определяющие выражения [5 - 7]

$$R(\tau) \le [R(\tau)] = \frac{R_K(\tau)}{n_R} \tag{4}$$

где $R(\tau)$ - анализируемый по (2), (3) для данной стадии τ жизненного цикла риск; $[R(\tau)]$ – приемлемый риск с учетом научных, материальных и кадровых возможностей объекта, отрасли, государства; $R_K(\tau)$ - критический, неприемлемый риск на основе обобщения возникших аварий и катастроф; n_R - запас по рискам ($n_R > 1$).

В общем случае параметры $R(\tau)$, $R_K(\tau)$ и n_R являются вероятностными так же, как и классические параметры прочности, ресурса, трещиностойкости со своими запасами n_σ, n_N, n_τ.

Для всех этих параметров в рамках теории надежности для нормальных запасов распределения (или близких к нему) существует связь между вероятностным и средним его значением, устанавливаемым по квантилю Z_p и коэффициенту вариации v [8]. Это дает возможность количественного определения вероятности $P(\tau)$ каждого из видов анализируемых предельных состояний по рис. 3. Ущерб $U(\tau)$ для этой вероятности определяется на основе статистической информации о затратах на её предупреждение, диагностики и мониторинга опасностей для анализируемых предельных состояний.

Изложенные выше требования к анализу и обеспечению безопасности по критериям рисков $R(\tau)$ и $[R(\tau)]$ ориентированы на расчетно-экспериментальное определение опасных видов предельных состояний со своими запасами n_σ, n_N, n_τ, с одной стороны, и запасов n_R, с другой.

$$P(\tau) = F_P\{n_\sigma, n_c, n_N, n_l\}, U(\tau)\} = F_u\{P(\tau)\}, n_R = \frac{R_K(\tau)}{R(\tau)} \tag{5}$$

Выражение (5) увязывает широко применяемые методы исследования, нормирования и регулирования инженерных расчетов как с традиционными запасами $n_\sigma, n_N, n_\tau, n_l$, так и с новыми запасами по рискам n_R.

Детерминированный и вероятностный подходы на основе (1) – (5) позволяют

построить (рис. 4) трехмерные поверхности рисков $R(\tau)$, $R_K(\tau)$ и $[R(\tau)]$ для С-П-Т системы с учетом 1 – 7 классов опасности процессов.

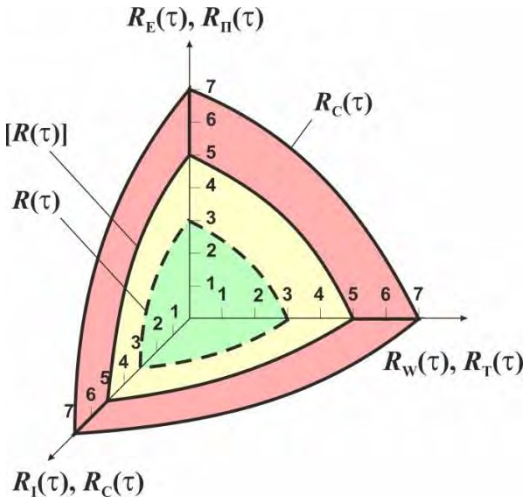


Рис. 4. Связный анализ комплексной безопасности с учетом техногенного, природного и социального (антропогенного) факторов и рисков

Величины $R_K(\tau)$ характеризуют поверхность критических рисков, $[R(\tau)]$ - приемлемых рисков и рисков безопасного функционирования $R(\tau)$. Тогда комплексная безопасность $S_R(\tau)$ с учетом рисков (включая социальную $S_C(\tau)$, природную $S_П(\tau)$ и техногенную $S_T(\tau)$ составляющие) будет определяться через риски $R(\tau)$ и $[R(\tau)]$.

$$S_R(\tau) = S(\tau)\{[R(\tau)] - R(\tau)\}, \tag{6}$$

где $S(\tau)$ - показатель безопасности без учета рисков.

Если $R(\tau) > [R(\tau)]$, то S_R<0, что означает необеспеченность безопасности.

Аналогично можно говорить и об уровне защищенности $Z(\tau)$ от аварий и катастроф.

$$Z(\tau) = 1 - R(\tau)/[R(\tau)] \tag{7}$$

Для достижения необходимого уровня безопасности и защищенности в зоне приемлемых рисков по рис. 4 (n_R>1, $R(\tau) < [R(\tau)]$) необходимо осуществление комплекса научно-исследовательских, конструкторско-технологических, эксплуатационных и надзорных работ с обязательными расчетными экономическими затратами на снижение рисков $R(\tau)$ до приемлемых $[R(\tau)]$.

$$Z_R(\tau) = \frac{1}{m_z}\{R(\tau) - [R(\tau)]\}, \tag{8}$$

где m_z - коэффициент эффективности экономических затрат. Передовой опыт решения классических задач по запасам $n_\sigma, n_N, n_\tau, n_l$ и новых задач по запасам n_R показывает, что можно достичь величин m_z на уровне 3÷5 и более.

Эти обстоятельства важны для реализации в будущем (до 2030 года) требований стратегии [1, 3], закона [2] в соответствии с программой фундаментальных и поисковых исследований [4]. Институт машиноведения РАН будет продолжать свои исследования и разработки в этом направлении.

Литература

1. Стратегия национальной безопасности Российской Федерации. Утверждена Указом Президента Российской Федерации от 02.07.2021 г. №400.
2. ФЗ «О стратегическом планировании» от 28.06.2014 г. №172-ФЗ (последняя редакция).
3. Стратегия научно-технологического развития Российской Федерации. Утверждена Указом Президента Российской Федерации от 01.12.2016 г. № 642.
4. Программа фундаментальных и поисковых исследований в Российской Федерации на долгосрочный период (2021 - 2030 годы). Утверждена Распоряжением Правительства Российской Федерации от 31 декабря 2020 г. № 3684-р.
5. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. - М.: МГОФ «Знание», 1998 – 2022, тома 1-65.
6. Махутов Н.А. Безопасность и риски: системные исследования и разработки. – Новосибирск: Наука, 2017. – 724 с.
7. Прикладные задачи конструкционной прочности. / В.В. Москвичев, Н.А. Махутов, Ю.И. Шокин и др. – Новосибирск: Наука, 2021. – 796 с.
8. Степнов М.Н. Вероятностные методы оценки характеристик механических свойств материалов и несущей способности элементов конструкций. – Новосибирск: Наука, 2005. – 342 с.

УДК 539.4.013.3:669

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ

CYCLE SHAPE INFLUENCE ON LONGEVITY OF STEEL SPECIMENS

Махутов Н. А. – чл-корр РАН, гл.н.с., **Гадолина И. В.** – к.т.н., с.н.с.,
Кажлаев Р. Г. – аспирант
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А. А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН), Москва
e-mail: gadolina@mail.ru

Abstract. Comparative fatigue tests of cylindrical steel samples were carried out with two forms of loading cycle. The experiment demonstrated the difference in durability at two loading levels, which was confirmed by statistical analysis. The explanation of this phenomenon is given from the standpoint of considering the change in the parameters of the generalized fatigue curve.
Key words: metal fatigue, loading cycle form, generalized fatigue curve.

Аннотация. Были проведены сравнительные усталостные испытания стальных цилиндрических образцов при двух формах нагружающего цикла. Эксперимент продемонстрировал различие в долговечности на двух уровнях нагружения, что подтверждено статистическим анализом. Объяснение данного феномена дается с позиции рассмотрения изменения параметров обобщенной кривой усталости.
Ключевые слова: усталость металла, форма цикла нагружения, обобщенная кривая усталости.

Введение

Помимо распространенного нагружения с синусоидальной формой цикла в эксплуатации встречаются альтернативные варианты нагружения, например, ударный цикл с островершинным циклом. Хотя при расчетах традиционно принято заменять непрерывный гладкий процесс нагружения «пилой», т.е. последовательностью максимумов и минимумов (подготовительный этап к схематизации), возникает резонный вопрос, а не слишком ли упрощена данная абстракция? Исследования давних лет [1], [2] хоть и заявляли в названиях исследование данной проблемы, по сути, были посвящены анализу влияния наложенных циклов на долговечность, т. е. законов накопления усталостных повреждений. В связи с вышеуказанным было запланировано и проведено испытание на одноосное нагружение (растяжение-сжатие) гладких цилиндрических образцов на двух уровнях нагружения при двух формах цикла нагружения.

Теория

В работе [3] приводится описание обобщенной кривой усталости (рис.1) для широкого диапазона чисел циклов переменного нагружения с варьируемой сложной формой цикла с варьируемой сложной формой (рис.2).

При инженерных расчетах в напряжениях для указанных выше i-видов разрушения используют степенную аппроксимацию кривой усталости

$$\sigma_a \cdot N^{m_i} = C_i \qquad (1)$$

где m_i, C_i – характеристики материала, получаемые в экспериментах преимущественно с синусоидальной формой цикла при i=1) по рис. 2.

Для малоцикловой области I (рис. 1)

$$C_I = \sigma_в; \qquad m_I = \lg(\sigma_в/\sigma_т)/\lg(N_I/N_в); \qquad (2)$$

для многоцикловой области II

$$C_{II} = \sigma_т; \qquad m_{II} = \lg(\sigma_т/\sigma_{-1})/\lg(N_{II}/N_I); \tag{3}$$

для области III

$$C_{III} = \sigma_{-1}; \qquad m_{III} = 0$$

Для унифицированной кривой усталости в областях I-III справедливо степенное уравнение для истинных напряжений в диапазоне S_k … σ_{-1} с постоянными показателями $m_{I,II}$, где S_k – сопротивление отрыву.

Предел прочности $\sigma_в$ определяется в лабораторных испытаниях при заданных скоростях деформирования $\dot{e}_o = de/d\tau$. Увеличение скоростей деформирования $\dot{e}$ приводит к повышению сопротивления пластическим деформациям и разрушению - предела текучести $\sigma_{т\dot{e}}$, предела прочности $\sigma_{в\dot{e}}$ и сопротивления отрыву S_k. Это может быть описано степенным выражением [3]

$$\sigma_{т\dot{e}} = \sigma_т(\dot{e}/\dot{e}_o)^{\alpha_T}; \quad \sigma_{в\dot{e}} = \sigma_в\left(\dot{e}/\dot{e}_o\right)^{\alpha_в} \tag{4}$$

где $\dot{e}_o$ - скорость деформирования при стандартных испытаниях на растяжение ($\dot{e}_o \approx 2\cdot 10^{-3}$ c^{-1}); α_T $\alpha_в$ – характеристики материала, зависящие от прочности и определяемые экспериментально. По данным экспериментов [3] $\alpha_T \approx 1.5\alpha_в$.

Теоретически обосновано, что при переходе от синусоидальной формы (а) к форме (б - ударной) (см. рис. 2) предел текучести $\sigma_т$ и прочности σ_B будут повышаться. Тогда в многоцикловой области II и для i=2, ударный цикл, при заданной амплитуде циклических напряжений $\sigma_{аи} = \sigma_a$ долговечность N будет повышаться.

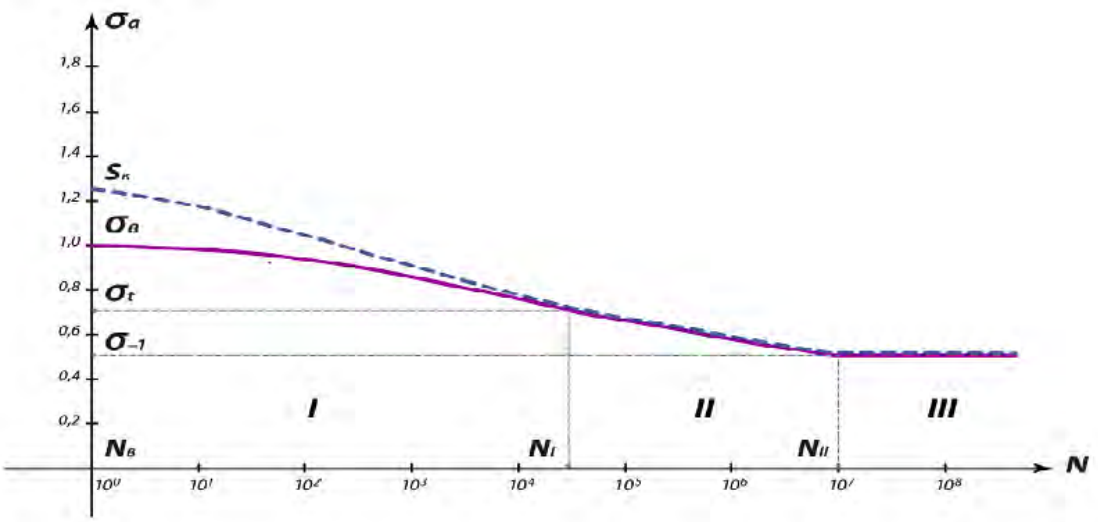


Рис. 1. Форма обобщенной кривой усталости [3]. (Границы областей показаны ориентировочно, так как они меняются в зависимости от материала).

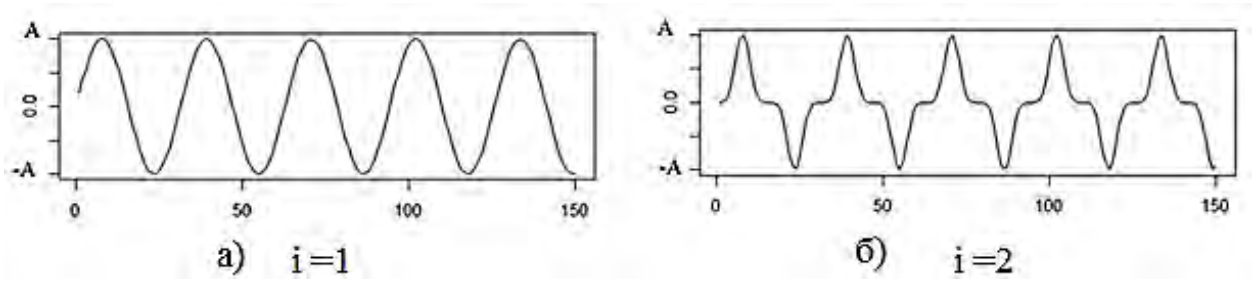


Рис. 2. Две альтернативные формы цикла для испытаний

Материалы

Материалом для испытаний явилась высокопрочная сталь 42CrMo4 +QT с характеристиками механических свойств $\sigma_т$ = 1000 … 1003 МПа, $\sigma_в$= 1096 … 1098 МПа, $\psi_к$= 61.1 …. 64 %. Испытания при симметричном (r = - 1) цикле осуществлялись с частотой 1 и 2 Гц (мягкое нагружение).

Для исследования влияния формы цикла на долговечность были проведены испытания на двух уровнях амплитуд напряжений. Испытания проводились в переходной и многоцикловой области при двух разных формах цикла нагружения: а) (i=1) стандартная синусоида $y(t)=A[\sin(c\ t +d)]$, и б) (i=2) оригинальная форма сигнала, примерно описывающая ударное нагружение $y_2(t)=A[(\sin^5(c\ t + d)]$.

Для генерирования оригинальной формы сигнала использовались программные средства, поставляемые к контроллеру испытательной машины. Сам исходный моделируемый сигнал состоял из 63 точек цикла амплитуд нагрузки, из них 32 на положительную полуволну цикла и 31 на отрицательную. Параметры обоих сигналов *A, c* и *d* совпадали (рис.2).

Экспериментальные данные и результаты

Кривые усталости на ограниченном диапазоне изменения напряжений для двух форм циклов показаны на рис.3. Видно, что долговечность образцов с нагружением с формой цикла N_2 (i=2) превышает долговечность N_1 с нагружением i=2 ($N_2 > N_1$). Статистический анализ значимости расхождения индивидуальных значений долговечности образцов в виде проверки гипотезы о различии путем построения непараметрических доверительных интервалов [4] не отвергает гипотезу о различии выборок на обоих уровнях нагружения.

Для исследуемой стали $\alpha_{eT} \approx 0.01$; при принятых с учетом [3] данных настоящего эксперимента двух форм цикла $\frac{\dot{e}_2}{\dot{e}_1} \approx 6$ в зоне максимальных напряжений различие расчетных амплитуд напряжений по выражениям (2) и (4) составит 1.018, а по данным эксперимента различие 1.02. При этом различие в долговечностях N_2 /N_1 по выражениям (3) и (4) составляет 25… 30%.

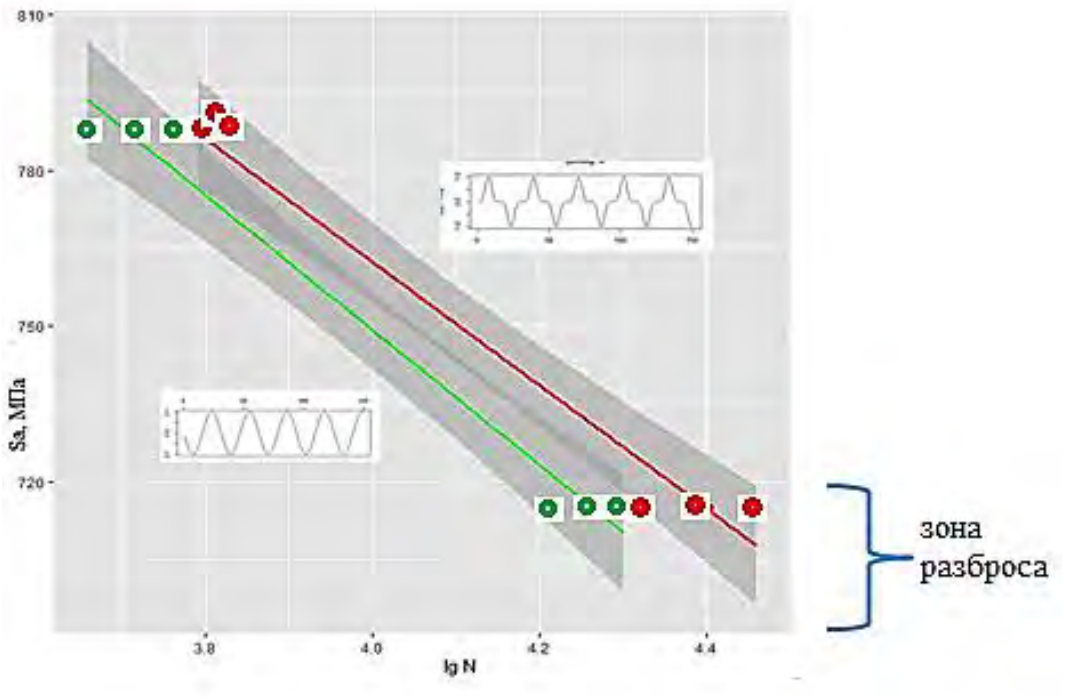


Рис. 3. Участки кривых усталости при двух формах цикла нагружения

Обсуждение и выводы

Феномен изменения долговечности при изменении формы цикла нагружения может быть объяснен уравнениями и параметрами обобщенной кривой усталости [3]. Проведенные экспериментальное и расчетное исследования влияния формы цикла на долговечность подтвердили наличие причинно - следственной связи между скоростным фактором однократного деформирования и циклической долговечностью и призвано привлечь внимание к данной проблеме при широкой вариации формы цикла.

Благодарности

Работы по испытаниям проводились в ИМАШ РАН в связи с международной программой по исследованию явлений, связанных с усталостью металлов – FABER -2021. Руководитель проекта – доктор технических наук Ян Папуга (г. Прага, Чехия), которому мы выражаем благодарность за предоставленный материал для испытаний и координацию работ.

Литература

1. Гарф М.Э. Сопротивление усталости при сложной форме кривой цикла изменения напряжений // Заводская лаборатория. 1960. Т. 26. № 1. С. 94 -103.
2. Filatov M.Ya. The effect of stress cycle shape on fatigue damage buildup // Soviet applied mechanics (Prikladnaya Mekhanika), 1966. V. 2, No. 11, pp. 83-89.
3. Махутов Н.А. Прочность и безопасность: фундаментальные и прикладные исследования. Новосибирск. Наука 2008, – 528 с.
4. Капур К., Ламберсон Л. Надежность и проектирование систем / Перевод с английского под ред. И. А. Ушакова. М. Мир. 1980. – 602 с.

УДК 539.43

УЧЁТ РАССЕЯНИЯ БАЗОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В РАСЧЕТАХ ПРОЧНОСТИ И НАДЁЖНОСТИ

ACCOUNTING FOR THE SCATTERING OF BASIC CHARACTERISTICS OF MECHANICAL PROPERTIES IN STRENGTH AND RELIABILITY CALCULATIONS

Махутов Н.А. – член-корр. РАН, гл.н.с., **Зацаринный В.В. –** к.т.н., в.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: v.zatsar@mail.ru

Abstract. The methodology for taking into account the scattering of the basic characteristics of mechanical properties for conducting a refined analysis of the strength, resource and reliability of structures is presented.
Key words :characteristics of mechanical properties, scattering, strength, reliability.

Аннотация. Представлена методология учёта рассеяния базовых характеристик механических свойств для проведения уточнённого анализа несущей способности, ресурса и надёжности конструкций.
Ключевые слова: характеристики механических свойств, рассеяние, прочность, надёжность.

1. Постановка проблемы

Современный расчёт прочности происходит в двух вариантах – основные расчёты по выбору материалов и размеров несущих элементов на базе допускаемых напряжений и поверочные расчёты, в которых проверяется прочность, ресурс, надёжность несущих конструкций, обоснованных основным расчётом.

В первом случае стандартные условия прочности записываются в форме

$$\sigma\max = F\sigma\{Pmax(F,W,E)\} \le [\sigma] = \min\left\{\frac{\sigma_T}{n_T}, \frac{\sigma_B}{n_B}\right\} \quad (1)$$

где σ_{max}-максимальное напряжение,

P-расчётная нагрузка,

F, W-площадь и момент сопротивления опасного сечения,

E, σ_T, σ_B, n_T, n_B -модуль упругости, предел текучести, и коэффициенты запасов по пределу текучести и пределу прочности.

Неточности расчётных схем, расчётных случаев, вариации характеристик P, E, σ_T, σ_B отражаются запасами n_T, n_B ($1 \le nT \le nB$).

В поверочных расчётах в дополнение к n_T и n_B включаются характеристики пластичности δ (ψ_K), также специальные параметры упрочнения материалов m, чувствительности к температурам t, циклам нагружения N и времени τ

$$\{N,\tau\}=F\{m, m_t\, m_N, m_\tau, \} \quad (2)$$

Проведение соответствующих экспериментальных исследований по всему набору характеристик в вероятностной постановке становится практически нереальной задачей. Для преодоления этих трудностей в анализ могут вводиться фундаментальные закономерности деформирования и разрушения материалов и установление целого ряда корреляционных зависимостей для стандартных и нестандартных характеристик материалов. Основным в такой постановке оказывается допущение о том, что базовые

характеристики механических свойств сохраняют свою значимость для основных и поверочных расчётов [1, 2].

2. Вероятностное рассеяние характеристик механических свойств

При реализации расчётов по выражению (1) основное внимание уделяется характеристикам σ_B и σ_T. Для их определения проводятся стандартные испытания серии n образцов от 1-3 до10-20. Располагая полученные характеристики в порядке возрастания строят гистограммы и функции распределения. В качестве основного используется допущение о нормальном распределении этих свойств для данной марки стали с учётом межплавочного рассеяния

Если технологии производства материалов достаточно отработаны, то на функциях распределения могут появляются верхние и нижние пределы. Но для различных плавок сталей на стадии их разработки могут получаться каждый раз свои функции распределений, а с учётом межплавочного разброса значимость указанных предельных значений , би- или полимодальность резко снижается [3].

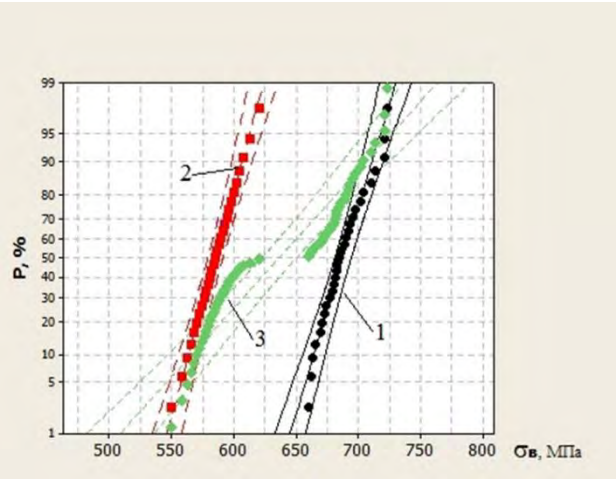


Рис.1а. Сопоставление функций распределения временного сопротивления $\sigma_в$ для рядов 1 (n=29),2 (n=29),3 (n=58)

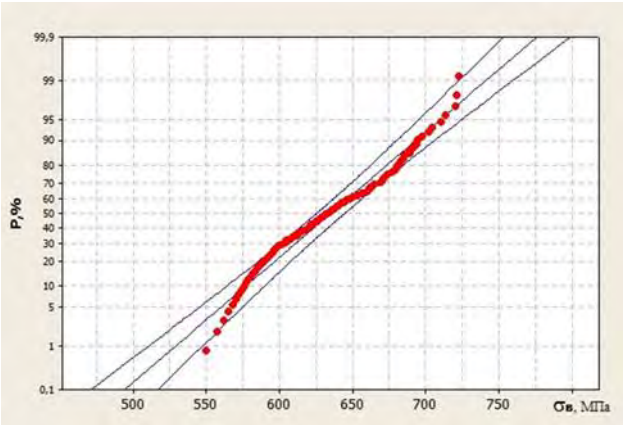


Рис.1б. График функции распределения временного сопротивления $\sigma_в$ (ряд 5,n=87)

В поверочных расчётах используются также, как отмечалось выше, характеристики прочности. При этом наибольшее значение имеет относительное сужение в шейке ψ_k , позволяющее определить истинную разрушающую деформацию

$$e_k = ln\frac{1}{1-\psi k} \qquad (3)$$

Кроме того в поверочные расчёты включается сопротивление отрыву S_k

$$S_k = \frac{P_k}{F_k}, \tag{4}$$

где P_k-разрушающая нагрузка,

F_k-конечная площадь поперечного сечения.

Экспериментальные данные по характеристикам рассеяния указанных выше свойств представлены на рис. 2.

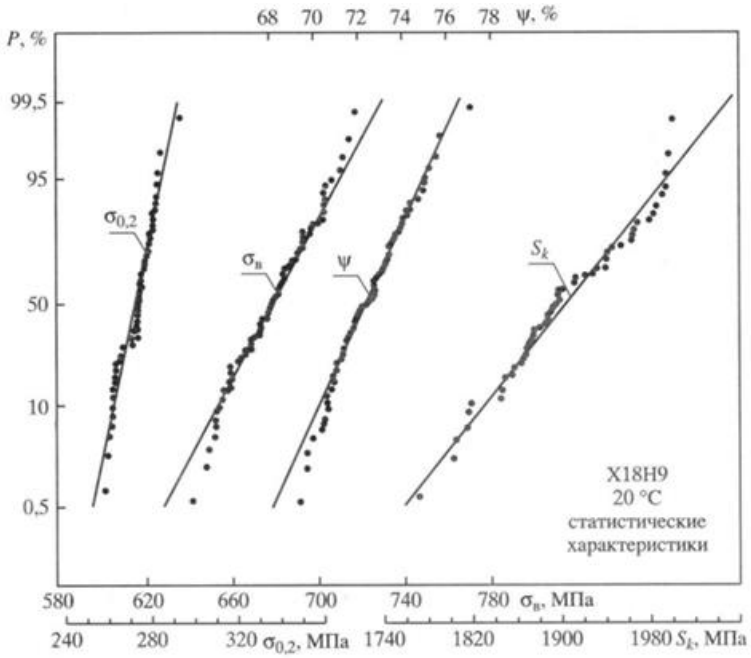


Рис. 2. Функции распределения основных механических свойств стали Х18Н9 при 20^oC

Важно, что детерминированные корреляционные связи между базовыми стандартными свойствами (σв в основных расчётах) и свойствами S_k и ψ_k в поверочных расчётах

$$S_k = \sigma_в (1+1{,}4\ \psi_k) \tag{5}$$

позволяет получить характеристики их рассеяния через параметры рассеяния базовых свойств **[**4**].**

3. Учёт рассеяния нестандартных характеристик

В нормативных расчётах прочности атомных реакторов [5] показатель упрочнения m в упругопластической области, входящий в выражение (2) ,в детерминированной форме определяется выражением (6)

$$m = \frac{\log\left(\frac{s_k}{\sigma_T}\right)}{\log\left(\frac{e_k}{e_T}\right)} \tag{6}$$

где e_T -деформация предела текучести

$$e_T = \frac{\sigma_T}{E} \tag{7}$$

Вариация $\sigma_т$, S_k, e_T, ψ_k даёт вариацию m_p.

Характеристики m_t, m_τ, m_N также выражаются через базовые исходные свойства σ_T, $\sigma_в$, ψ_k в детерминированной и вероятностной постановке.

4. Вероятностные оценки разрушения

Если использовать выражение (1) и стандартные механические свойства по ГОСТ или ТУ и практически значимые коэффициенты вариации эксплуатационного нагружения $v_э$, то вероятность разрушения по поверочным рвсчётам составит: для ракетной техники , проектируемой с минимальными запасами прочности $n_{\sigma_в}$ на уровне 1.1-1.4 вероятность разрушения оказывается в пределах 10^{-2}-10^{-5}, для авиационной техники с запасами на уровне 1,4-1,8 в пределах 10^{-3}-10^{-6}, для реакторных установок с запасами на уровне 2,2-2,6 в пределах 10^{-13}-10^{-22}.

Иллюстрация подобного расчётного подхода представлена на рис. 3.

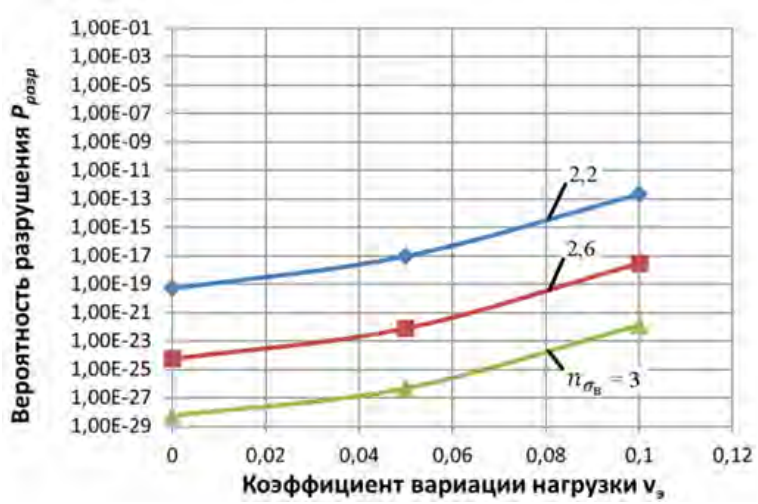


Рис. 3. Зависимость вероятности разрушения от коэффициента вариации нагрузки $v_э$ по параметру запаса прочности $n_{\sigma_в}$ для сосудов давления (при v_c=0,06)

Это обстоятельство говорит о том, что вероятность достижения предельного состояния по основному расчёту малоправдоподобно. Это указывает на дальнейшую необходимость анализа несущей способности, ресурса и надёжности конструкций по поверочным расчётам с использованием не силовых, а деформационных критериев разрушения не по номинальным, а по локальным напряжениям и деформациям с учётом деградации механических свойств, обусловленной температурно-временными, коррозионными и циклическими эффектами [1].

Литература

1. Махутов Н.А. Прочность и безопасность: фундаментальные и прикладные исследования. Новосибирск: Наука, 2008.-528 с.
2. Махутов Н.А., Зацаринный В.В, Романов А.Н. и др. Статистические закономерности малоциклового разрушения. М.: Наука, 1989. -252 с.
3. Махутов Н.А., Зацаринный В.В. Статистический и вероятностный анализ механических свойств для разных технологических выборок. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Том 84. №1(I). С.50-55.
4. Махутов Н.А., Зацаринный В.В. Анализ прочности и техногенной безопасности с учётом вероятностных характеристик сопротивления деформированию и разрушению. Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. №6, 2019, С. 4-15.
5. Нормы расчёта на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. М.: Энергоатомиздат, 1989. 525 с.

УДК 539.4

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ФИЗИЧЕСКОЙ МЕЗОМЕХАНИКИ ПРИ ЭВОЛЮЦИИ ФРАГМЕНТАЦИИ МАЛОЦИКЛОВОГО РАЗРУШЕНИЯ[1]

SOME ASPECTS OF PHYSICAL MESOMECHANICS IN THE EVLUTATION OF FRAGMENTATION OF LOW-CYCLE FRACTURE.

Махутов Н.А. - д.т.н., гл.н.с., **Макаренко И.В.** - к.т.н., с.н.с.,
Макаренко Л.В. - к.т.н., н.с.,
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук
e-mail: I.V.Makarenko@yandex.ru

Abstract. The relationship of the mesoscale strain relief of surfaces of surface semi-elliptical low-cycle cracks from local elastic-plastic strains with the parameters of nonlinear mechanics of destruction is investigated experimentally and numerically.
Key words: Surface semi-elliptical low-cycle crack, specific work of fracture, plastic work of strain, elasto-plastic strain, factor of intensity of strain.

Аннотация. Экспериментально и численно исследуется взаимосвязь мезомасштабного деформационного рельефа поверхностей поверхностных полуэллиптических малоцикловых трещин от локальных упругопластических деформаций с параметрами нелинейной механики разрушения.
Ключевые слова: Поверхностные полуэллиптические наклонные трещины, удельная работа разрушения, пластическая работа деформирования, упругопластическая деформация, коэффициент интенсивности деформаций.

Одной из актуальных научных задач является исследование процессов упругопластических деформаций и разрушений в локальных микрообъемах контура дефекта типа трещины при малоцикловом нагружении и связанных с этим фрагментированных изменений рельефа поверхности разрушения. Известно, что одной из концепций структурных уровней упругопластических деформаций твердого тела является многоуровневая система, в которой пластическое течение самосогласованно развивается как последовательная эволюция потери сдвиговой устойчивости на масштабных различных уровнях: микро, мезо и макро. При этом основные закономерности пластического течения на мезоуровне связаны с образованием соответствующих мезоструктур и фрагментацией деформируемого материала. На кинетику малоциклового разрушения перед фронтом трещины воздействуют элементы внутреннего микрорельефа, отражающие структурные составляющие стали (различные зерна, конгломераты зерен, ячейки дислокационной субструктуры, деформационные домены, поры, фазы (аустенит, мартенсит), карбиды, неметаллические включения и др.), движение которых определяется совместным сдвигом и поворотом. Сильно влияет так называемая тонкая дислокационная структура (дислокации, дислокационные стенки) и размер зерна, его ориентация относительно направления приложенной нагрузки. Все эти факторы имеют влияние на скорость роста трещины и на величину шага бороздок. При некоторых условиях они могут совпадать.

В данной работе изучается связь микропараметров фрагментации поверхности полуэллиптических трещин с кинетикой их геометрических характеристик и деформационными параметрами нелинейной механики разрушения в процессе развития [1-7]. Исследованы процессы развития наклонных поверхностных полуэллиптических трещин в аусте-

[1] Работа поддержана РНФ, проект № 20-19-00769.

ниной циклически стабильной типа 08Х18Н10Т и перлитной разупрочняющейся типа 12Х2МФА сталях при нелинейных граничных условиях нагружения симметричных циклов.

На основе обширных расчетно-экспериментальных результатов и численных вычислений с помощью программных комплексов ANSYS и MATLAB получены функциональные зависимости геометрии фрактографического рельефа с шириной бороздок от 1 мкм до 10 мкм с геометрическими параметрами формоизменения поверхности полуэллиптической трещины нормального отрыва и коэффициентами интенсивности деформаций по ее контуру.

$$\left\{\widetilde{V},\widetilde{\lambda}\ ,\widetilde{K}_{e\varphi}\right\}=\left\{B_i,\sigma_{bi}/\sigma_{Ti},\widetilde{e}_{\varphi},\beta,\overline{\sigma}_n,b\ /t,\widetilde{A}_{p\varphi},b/a\right\} \qquad (1)$$

Где: b и a – соответственно малая и большая полуоси полуэллиптической трещины; $\widetilde{V}=V_b/V_a$; V_b, V_a - соответственно скорости роста трещины в направлении полуосей b и a; $\widetilde{\lambda}=\lambda_b/\lambda_a$; λ_b, λ_a - ширина фрактографических бороздок в направлении полуосей трещины; $\overline{\sigma}_n=\sigma_n/\sigma_T$; σ_n - относительное максимальное, номинальное напряжение цикла нагружения, σ_T - предел текучести материала; $\widetilde{K}_{Ie\varphi}=K_{Ie\varphi=\pi/2}/K_{Ie\varphi=0}$; $K_{Ie\varphi=\pi/2}$, $K_{Ie\varphi=0}$ - коэффициенты интенсивности деформаций в самой глубокой точке трещины при эллиптическом угле $\varphi=\pi/2$ вдоль полуоси b и в поверхностной точке контура ($\varphi=0$) вдоль полуоси a; σ_{bi}, σ_{Ti} - локальные предел прочности и предел текучести материала; B_i - эмпирические коэффициенты; t – толщина цилиндрической оболочки образца; $\widetilde{A}_{p\varphi}=A_{p\varphi=\pi/2}/A_{p\varphi=0}$; $A_{p\varphi=\pi/2}$, $A_{p\varphi=0}$ - удельная пластическая работа в точках контура; $\widetilde{e}_{\varphi}=e_{\varphi b}/e_{\varphi a}$; $e_{\varphi b}$, $e_{\varphi a}$ - локальные упругопластические деформации на контуре трещины, β - угол наклона исходной плоскости поверхностной полуэллиптической трещины к первому главному напряжению.

Показана функциональная взаимосвязь параметров завершающей стадии фрагментации малоциклового рельефа разрушения на поверхности трещины при ее локализации на мезо и макромасштабном уровнях с характеристиками нелинейной механики разрушения.

Литература

1. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет конструкций на прочность, М., Машиностроение, 1981. - 273 с.
2. Махутов Н.А. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. – Новосибирск. «Наука». 2005. – 1110 с.
3. Makhutov N.A., Makarenko I.V. and Makarenko L.V. Paths of the semi-elliptical inclined surface cracks under complex low-cycle loading. // Procedia Structural Integrity, 2022, Vol. 39, pp. 266–272.
4. Physical Mesomechanics of Media and Computer-Aided Design of Materials / Ed. by V.E. Panin. - Cambridge: Cambridge Interscience Publishing, 1998. – 450 p.
5. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука. – 2018. – 130 с.
6. Movahedi-Rad A.V., Keller T., Vassilopoulos A.P. Modeling of fatigue behavior based on interaction between time- and cyclic-dependent mechanical properties // Compos. Part Appl. Sci. Manuf. Elsevier. 2019. Vol. 124, P. 105469.
7. Meng Q., Wnag Z. Creep damage models and their applications for crack growth analysis in pipes: A review // Engineering Fracture Mechanics. 2019. Vol. 205. P. 547–576.

УДК 620.179.16

МЕТОДОЛОГИЯ ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПО ДАННЫМ АЭ ДИАГНОСТИКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТАТИСТИЧЕСКИХ КРИТЕРИЕВ[1]

METHODOLOGY FOR ASSESSING STRUCTURAL MATERIAL DAMAGE ACCORDING TO AE DIAGNOSTICS USING STATISTICAL CRITERIA

Махутов Н.А.[1] – д.т.н., чл.-корр., г.н.с., **Матвиенко Ю.Г.**[1] – д.т.н., проф., зав. отделом, **Васильев И.Е.**[1] – к.т.н., с.н.с., **Чернов Д.В.**[1] – к.т.н., с.н.с., **Марченков А.Ю.**[2] – к.т.н., доц.

[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Россия

[2]ФГБОУ ВО "Национальный исследовательский университет "МЭИ"

e-mail: chernovdv@inbox.ru

Abstract. The paper presents the acoustic emission (AE) monitoring results of static tension process of steel grade 30KhGSA flat specimens before failure. In the process of processing the registered AE pulses, both standard criteria and statistical analysis methods based on the quartiles of empirical distribution functions calculation were used. It is noted that the use of the standard amplitude criterion did not make it possible to unambiguously determine the danger degree of damage developing in the steel sample. To reliably determine the characteristic stages of steel specimens deformation, we used the values of amplitude distribution quartile calculated from the level $p=0.85$. Based on the results of the developed criterion approbation, the characteristic stages of the steel sample deformation were determined.

Keywords: acoustic emission, statistical analysis, amplitude criterion, deformation

Аннотация. В работе представлены результаты акустико-эмиссионного (АЭ) мониторинга процесса статического растяжения плоских образцов из стали марки 30ХГСА до разрушения. В процессе обработки зарегистрированных импульсов АЭ использовались как стандартные критерии, так и методы статистического анализа, основанные на расчете квартилей эмпирических функций распределения. Отмечается, что применение стандартного амплитудного критерия не позволило однозначно определить степень опасности развивающихся в стальном образце повреждений. Для достоверного определения характерных стадий деформирования материала стальных образцов использовались значения квартиля амплитудного распределения, рассчитанного по уровню $p=0.85$. По результатам апробации разработанного критерия были определены характерные стадии деформации стального образца.

Ключевые слова: акустическая эмиссия, статистический анализ, амплитудный критерий, деформация

В настоящее время метод акустической эмиссии (АЭ) является одним из наиболее распространенных методов неразрушающего контроля, используемых при проведении непрерывного мониторинга состояния промышленных объектов. Метод АЭ основан на явлении генерации упругих волн при образовании и развитии дефектов в материале контролируемого изделия. Для оценки степени опасности источников АЭ применяют стандартные критерии, регламентированные нормативным документом ПБ 03-593-03 «Правила организации и проведения акустико-эмиссионного контроля сосудов, аппаратов, котлов и технологических трубопроводов». Одним из наиболее распространенных критериев, используемых при проведении АЭ диагностики промышленных объектов, является амплитудный критерий [1-3]. Амплитудный критерий основан на вычислении

[1] Работа поддержана РНФ, проект № 20-19-00769.

среднего значения максимальной амплитуды локационных импульсов ($u_{ср}$) для каждого источника за выбранный интервал наблюдения. Классификация степени опасности источников АЭ с помощью амплитудного критерия осуществляется по следующим критериям:

1) источник I класса –регистрация аппаратурой менее трех АЭ событий;

2) источник II класса – регистрация импульсов, среднее значение максимальной амплитуды (u_m) которых $u_{ср} < u_n$;

3) источник III класса – регистрация импульсов, среднее значение максимальной амплитуды которых $u_{ср} > u_n$;

4) источник IV класса – количество регистрируемых АЭ событий (N) в источнике, среднее значение максимальной амплитуды которых $u_{ср} > u_n$, превышает пороговое ($N > N_п$).

Для более **корректной** оценки состояния поврежденности конструкционного материала предложено учитывать не абсолютные значения количества регистрируемых локационных импульсов и значения их амплитуд, а изменение эмпирических функций распределения максимальной амплитуды акустических сигналов [4, 5].

С целью выбора наиболее информативных критериальных параметров с использованием АЭ диагностики была проведена серия экспериментов по испытанию стальных образцов марки 30ХГСА на разрыв. Регистрация импульсов АЭ, возникающих в процессе растяжения стального образца до разрушения, осуществлялась с помощью преобразователей акустической эмиссии *R15α–AST*, подключенных к измерительным каналам системы *«A-Line32D»* через предусилитель с полосой пропускания 30-500 кГц. Преобразователи устанавливались на поверхность образца таким образом, чтобы размер антенной решетки составлял B=250 мм.

На рис. 1. представлены результаты изменения максимальных амплитуд локационных импульсов в зависимости от параметра τ/τ_d, представляющего соотношение времени момента регистрации источника АЭ (τ) к времени нагружения образца (τ_d).

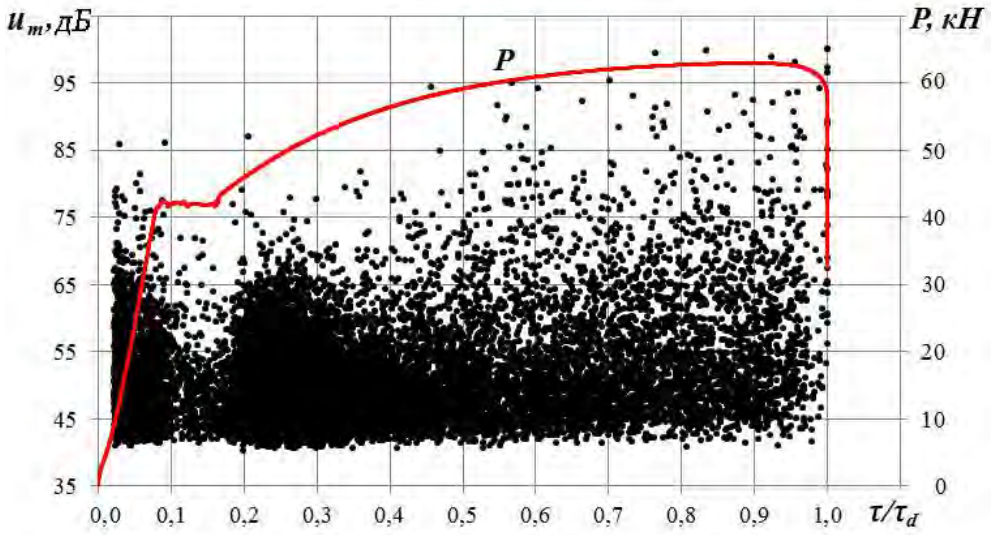


Рис. 1. Значения максимальной амплитуды локационных импульсов (u_m), зарегистрированные в процессе повышения уровня нагрузки (P) при испытаниях образца

На стадии упругого нагружения рассеянного накопления повреждений при τ/τ_d= 0÷0,1 регистрировались локационные импульсы, максимальная амплитуда которых достигала u_m=85 дБ. Согласно стандартному амплитудному критерию, сигналы, амплитуда которых превышает 60 дБ относится к источникам АЭ III класса опасности, что, как правило, не соответствует уровню поврежденности материала на начальном этапе нагружения. Во временном интервале τ/τ_d=0,1÷0,2 в зоне эффективного сечения (концентрации повреждений структурных связей) происходил переход от упругого к пластическому деформированию материала, сопровождающийся локализацией

источников АЭ. В указанном временном интервале среднее значение амплитуды не превышало $u_m \leq 57$ дБ, т.е. их источники могут быть отнесены ко II классу опасности. Дальнейшее повышение нагрузки в интервале τ/τ_d=0,2÷0,4 сопровождалось повышением амплитуды u_m локационных импульсов в зоне локализации разрушения образца до 70 дБ. Источники таких импульсов согласно [1] могут быть отнесены к III классу опасности. Как следует из рис. 1.2.27, в интервале τ/τ_d=0,4÷1,0 уровень наибольших амплитуд регистрируемых импульсов находился в интервале значений u_m=75÷97 дБ, что согласно нормативному документу [1] свидетельствует о возникновении источников IV класса опасности и высокой вероятности разрушения конструкции. Таким образом, задолго до исчерпания несущей способности испытываемого образца, характеризуемого уровнем временного параметра τ/τ_d, не превышающего 0,4 от критического значения, стандартный критерий указывает на опасность разрушения.

С целью уменьшения возникающей погрешности определения текущего уровня поврежденности материала изделия и повышения достоверности проводимых исследований предложен критерий, основанный на статистическом анализе результатов АЭ диагностики. Наиболее информативным среди использованных при обработке АЭ данных явился алгоритм, основанный на сопоставлении квартилей амплитудного распределения (p) для характерных моментов τ/τ_d, отражающих фактическое состояние поврежденности материала изделия. На рис. 2 представлены эмпирические функции распределения максимальных амплитуд импульсов, зарегистрированных в моменты времени τ/τ_d= 0,05 (1), τ/τ_d= 0,6 (2), τ/τ_d= 1,0 (3).

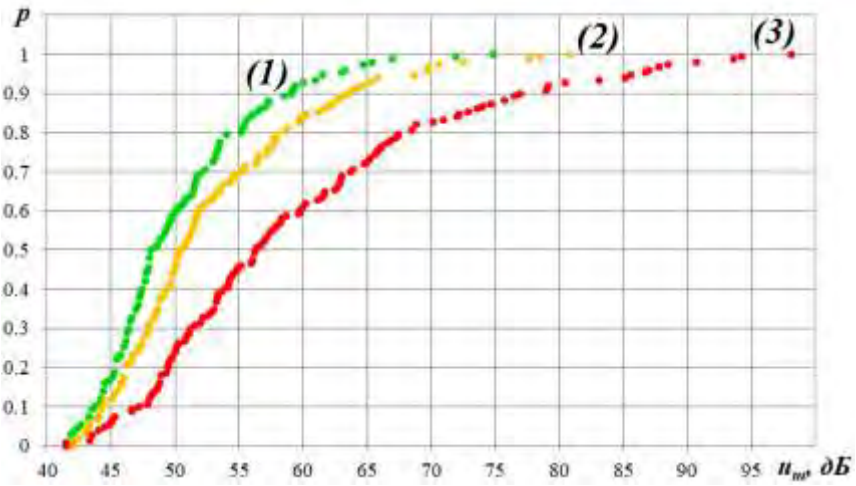


Рис. 2. Эмпирические функции распределений амплитуды импульсов АЭ, зарегистрированных в моменты времени τ/τ_d = 0,05 (1), τ/τ_d= 0,6 (2), τ/τ_d = 1,0 (3)

Построение эмпирических функций распределения осуществлялось с помощью скользящего окна размером w =100 импульсов и шагом смещения s= 25 импульсов. При определении наиболее информативного квартиля распределения, коррелирующего с параметром τ/τ_d, оценивались средние значения амплитуд u_m, соответствующие квартилям p = 0,25, 0,5 и 0,75. Как видно из графиков на рис. 2, максимальное изменение амплитуд было зарегистрировано при варьировании квартиля p в интервале значений 0,75 ÷ 0,9.

В результате статистической обработки экспериментальных данных было определено, что наибольшая достоверность результатов АЭ диагностики достигается для квартиля $p_{0,85}$ при выбранных значений временного параметра τ/τ_d. В моменты времени τ/τ_d = 0,05, 0,6 и 1,0 средние значения максимальных амплитуд составляли: u_m=56,8 дБ, 62,4 дБ и 72,5 дБ, что указывает на регистрацию источников II, III и IV классов опасности. Для отстройки амплитудного параметра от влияния эмиссивности материала среднее значение наиболее информативного квантиля распределения регистрируемых амплитуд сигналов $p_{0.85}$ нормировалось относительно длительности временного окна τ_w. На рис. 3 показано

изменение значения критерия $p_{0.85}/\tau_w$ от временного параметра τ/τ_d в процессе нагружения образца.

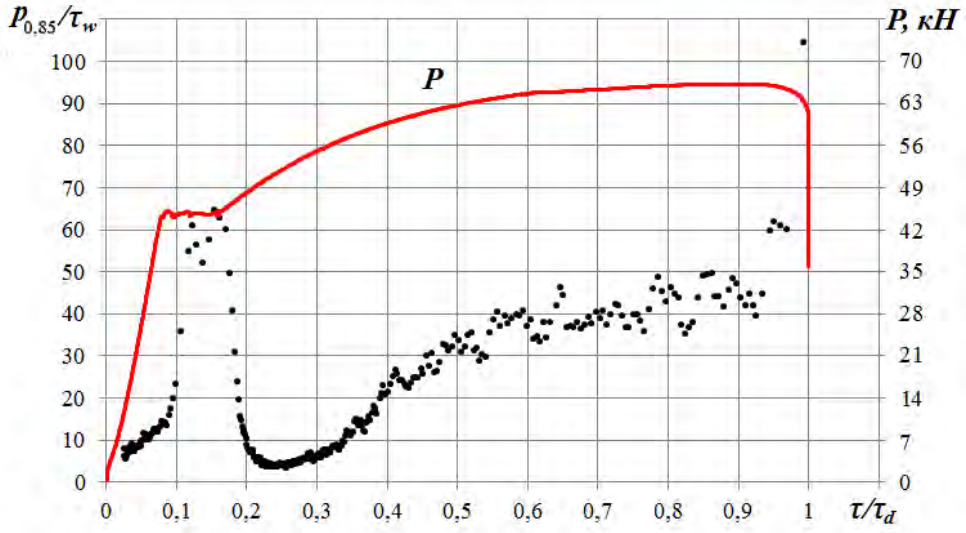


Рис. 3. Изменение значения критерия $p_{0.85}/\tau_w$ от временного параметра τ/τ_d

На начальном этапе нагружения τ/τ_d =0 ÷ 0,1 при рассеянном накоплении повреждений значения амплитудного критерия $p_{0.85}/\tau_w$ не превышали 20 дБ/с. При переходе от упругого к упругопластическому деформирования материала в интервале τ/τ_d = 0,1 ÷ 0,2 уровень амплитудного критерия сначала резко возрастал, достигая пиковых значений $p_{0.85}/\tau_w$ =70 дБ/с, после чего снижался 5 дБ/с. Дальнейшее рост пластической деформации образца в зоне разрушения в интервале значений τ/τ_d=0,3÷0,9 сопровождался постепенным возрастанием уровня амплитудного критерия до $p_{0.85}/\tau_w(\tau/\tau_d)$=50 дБ/с. На стадии предразрушения в интервале τ/τ_d=0,95÷1,0 регистрировался пиковый рост критерия до порогового значения $p_{0.85}/\tau_w$=106 дБ соответствующего моменту разрушению образца. По результатам апробации предложенного амплитудного критерия $p_{0.85}/\tau_w$ можно выделить следующие характерные стадии в процессе деформирования стали 30ХГСА:

1) при упругих деформациях материала на стадии $\tau/\tau_d \leq 0,1$, значение параметра $p_{0.85}/\tau_w$ возрастало от 5 до 20 дБ/с, что характеризует источники I класса опасности;

2) при возникновении упругопластических деформаций материала на стадии τ/τ_d=0,1÷0,2 значение параметра $p_{0.85}/\tau_w$ изменялось от 20 до 70 дБ/с, что характеризует источники II класс опасности;

3) на стадии τ/τ_d= 0,4 ÷ 0,9 значение параметра $p_{0.85}/\tau_w$ монотонно возрастало от 25 до 50 дБ/с, что характеризует источники III класса опасности;

4) на стадии предразрушения при τ/τ_d= 0,95 ÷ 1,0 параметр $p_{0.85}/\tau_w$ возрастал от 60 до 110 дБ/с, что характеризует источники IV класса опасности.

Литература

1. Правила организации и проведения акустико-эмиссионного контроля сосудов, аппаратов, котлов и технологических трубопроводов (ПБ 03-593-03). Нормативные документы межотраслевого применения по вопросам промышленной безопасности и охраны недр. Серия 03. Выпуск 38 / Кол. авт. М.: «НТЦ Промышленная безопасность». – 2003. 53 с.

2. Иванов В.И., Барат В.А. Акустико-эмиссионная диагностика: справ. М.: Издательский дом «Спектр», 2017. – 368 с.:ил.

3. Быков С.П., Иванов В.И. Акустическая эмиссия при росте трещин в вязкоупругом материале // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. №9. 2008. Том 74. С. 47-52.

4. Афифи А., Эйзен С. Статистический анализ: Подход с использованием ЭВМ. Пер. с англ. – М.: Мир, 1982. – 488 с., ил.

5. Орлов А.И. Прикладная статистика. М.: Издательство «Экзамен», 2004. 656 с.

УДК 621.891

О НЕОБХОДИМОСТИ УТОЧНЕНИЯ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ЖИВУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС В СВЯЗИ С УЧЕТОМ УСЛОВИЙ КОНТАКТИРОВАНИЯ

THE NEED TO CLARIFY THE EFFECT OF CONTACT CONDITIONS ON DURABILITY AND SURVIVABILITY

Медовщиков А.В.[2] **–** стар. преп., **Поляков С.А.**[1,2] – д.т.н., профессор, главный научный сотрудник, **Куксенова Л.И.**[1,2] **–** д.т.н., профессор, главный научный сотрудник, зав. лабораторией, **Кулешова Е.М.**[2] **–** ассистент.

[1] Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;

[2] Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

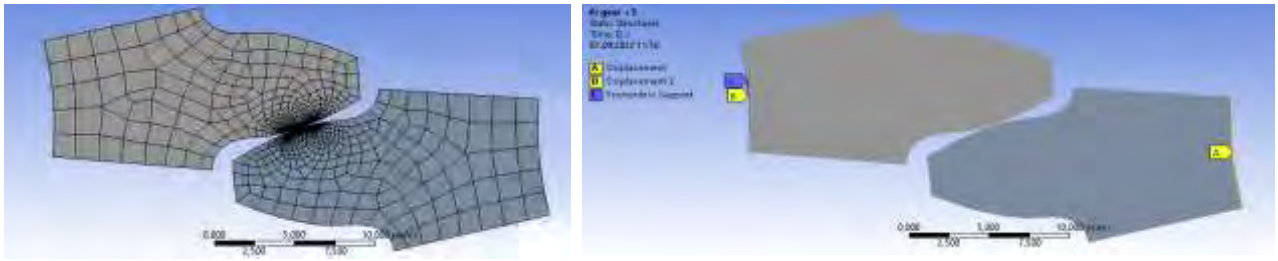
e-mail: alexmed@bmstu.ru

Abstract. In this article, the effect of friction on the stress-strain state at the point of contact of gears is considered. The calculation of fatigue strength is carried out considering the stress values obtained.

Аннотация. В данном работе рассмотрено влияние трения на напряженно деформированное состояние в точке контакта зубчатых колес. Проведен расчет на усталостную прочность с учетом полученных значений напряжений.

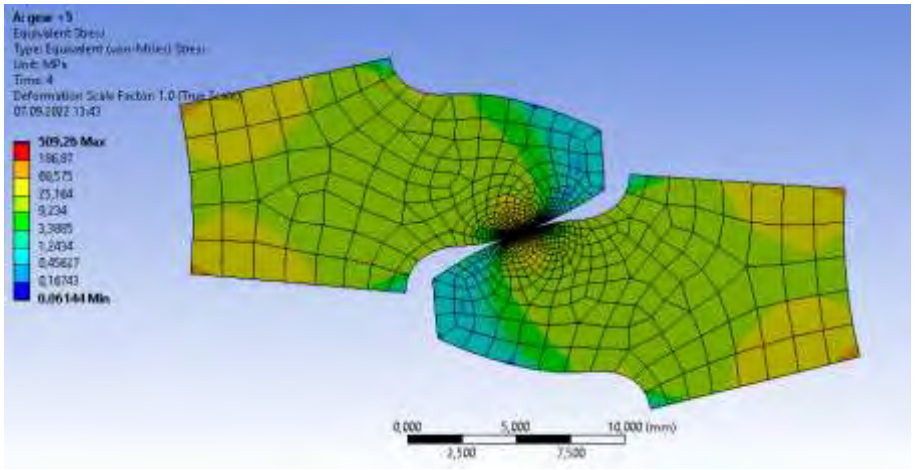
Развитие повреждений в области контакта зубчатых колес протекает по сложному сценарию, который включает как формирование первоначальных дефектов, так и развитие повреждений из этих дефектов, приводящих к отказу. Отметим, что снижение дефектности в начальном этапе эксплуатации повышает живучесть и долговечность материалов и деталей, благодаря улучшению напряженного состояния области контакта. Как известно, область контакта даже при чистом качении имеет сложнонапряженное состояние, в котором присутствуют как нормальные, так и касательные напряжения [1]. Наличие и величина касательных напряжений во многом определяются характером контактирования, включая коэффициент трения, как это прямо следует из работы [2]. Тем не менее, стандартный метод расчета по ГОСТ 21354-87 «Передачи зубчатые цилиндрические внешнего зацепления. Расчеты на прочность» не предполагает учета данного параметра.

Для уточнения оценки напряженного состояния в зубчатой передаче был проведен численный расчет с применением программного пакета ANSYS. Была рассмотрена статическая задача контактна двух зубьев зубчатого колеса в разных угловых положения. Сначала расчет велся вблизи полюса зацепления без учета сил трения, далее был введен коэффициент трения. Для упрощения расчета задача решалась в плоской постановке и была рассмотрена только одна пара зубьев зацепления. Также была оптимизирована конечно-элементная сетка. В месте контакта сетка была уменьшена так, чтобы размер элемента был в 10 раз меньше полуширины площадки контакта, а вне зоны контакта была использована сетка размером 1мм (рисунок 1а). В качестве граничных условий были наложены ограничения на перемещения для зуба колеса и заданы значения перемещений для зуба шестерни (рисунок 1б).

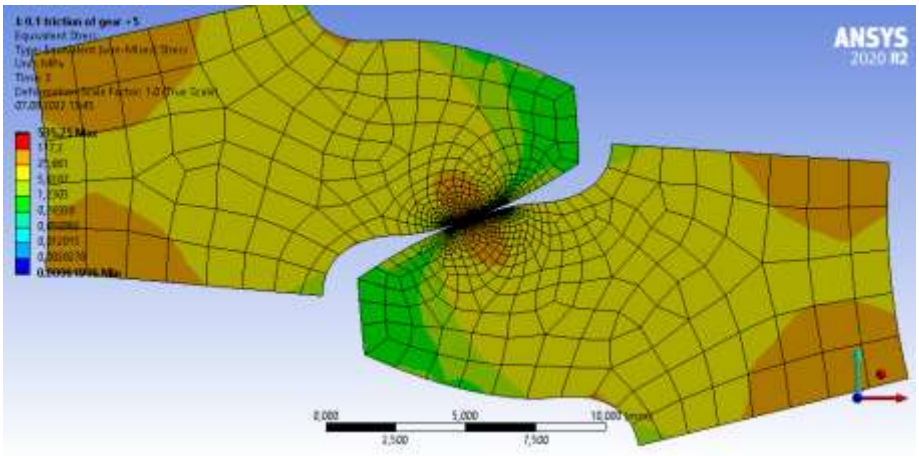


а *б*

Рисунок 1. Исходные данные для конечно-элементного анализа
а – разбиение модели на конечно-элементную сетку, б – граничные условия.



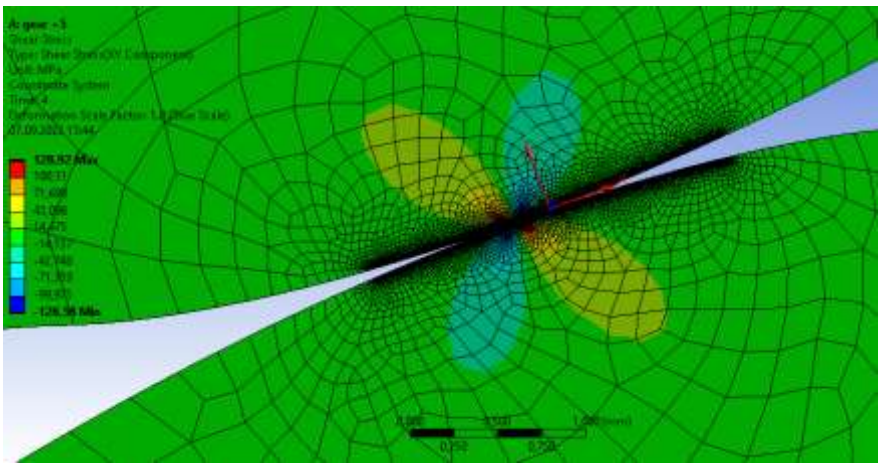
а



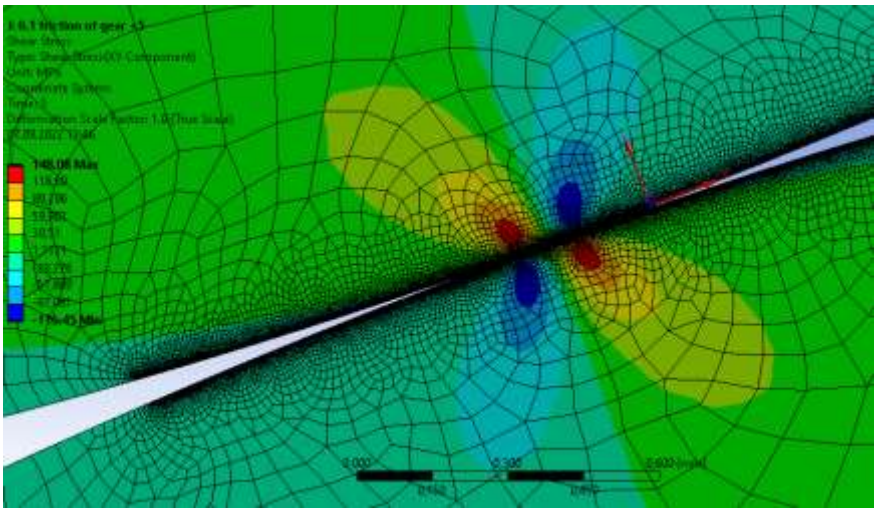
б

Рисунок 2 – Эквивалентное напряженное состояние в контакте зубьев, а – контакт без трения,
б – контакт с коэффициентом трения 0,1.

Как видно из расчета, с учетом трения напряженное состояние меняется. Вне полюса зацепления, ввиду резкого возрастания коэффициента трения, наблюдается увеличение эквивалентного напряжения (рисунок 2) с 509 Мпа без учета трения до 535 Мпа с учетом трения и перекос в касательных напряжениях (рисунок 3).



а



б

Рисунок 3 – распределение касательных напряжений в контакте, а – контакт без учета трения, б – контакт с коэффициентом трения 0,1.

Для оценки ресурса удобно воспользоваться уравнением Басквина:

$$\sigma^m \cdot N = \sigma_{lim}^m \cdot N_{lim} = const,$$

где N и N_{lim} – число циклов до разрушения при действующих напряжениях и число, соответствующее перелому усталостной кривой, σ и σ_{lim} – действующие напряжения и предел контактной выносливости, m – показатель степени, характеризующий угол наклона кривой выносливости, для сталей обычно принимают равным 6. Для оценки ресурса воспользуемся данными для стали 45 нормализованной, у которой $\sigma_{lim} =$ 310 МПа, $N_{lim} = 5 \cdot 10^6$ циклов. В случае без учета трения:

$$N_1 = \left(\frac{\sigma_{lim}}{\sigma}\right)^m \cdot N_{lim} = \left(\frac{310}{509}\right)^6 \cdot 5 \cdot 10^6 = 255\,078,$$

в случае с учетом трения:

$$N_2 = \left(\frac{\sigma_{lim}}{\sigma}\right)^m \cdot N_{lim} = \left(\frac{310}{535}\right)^6 \cdot 5 \cdot 10^6 = 189\,241.$$

Таким образом, напряжения, возникающие в результате фрикционного взаимодействия контактирующих поверхностей, оказываются достаточными для снижения ресурса более, чем на 30%, по сравнению со значением ресурса, получаемым

без учета сил трения. Это значит, что существующий стандартный расчет по ГОСТ дает существенную погрешность и должен быть пересмотрен. Важно также отметить тот факт, что фактическое увеличение касательных напряжений, возникающее в результате фрикционного взаимодействия, будет приводить к более раннему возникновению дефектов поверхностного слоя рассмотренного материала, то есть будет ускорять процессы развития микротрещин. А это повлечет за собой развитие положительной обратной связи между дефектностью материала и развитием напряженного состояния, то есть рост повреждений будет происходить не линейно, как это предполагается при стандартном расчете ресурса, а экспоненциально. Поэтому и живучесть материала будет снижаться с повышенной скоростью, что также необходимо будет отражать в процессе расчета.

Литература

1. Fischer-Cripps A. C. Introduction to contact mechanics. – New York: Springer, 2007. – Т. 101.
2. Орлов А.В. Контактная прочность и факторы ее определяющие. В кН. Современная трибология. Итоги и перспективы. Под ред. Фролова К.В. – М.: Изд-во ЛКИ, 2008. с. 70-94.

УДК 004.925.84

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ И НЕКОТОРЫХ ИЗДЕЛИЙ, СОЗДАННЫХ ПО АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

COMPUTATIONAL AND EXPERIMENTAL RESEARCH OF THE STRENGTH OF MATERIALS AND SOME PRODUCTS CREATED USING ADDITIVE TECHNOLOGY

Москвитин Г.В.[1,2], Навроцкий Р.А.[1,2], Полежаев Э.Р.[2]
[1] ИМАШ РАН
[2] МАИ (НИУ)
e-mail: gvmoskvitin@yandex.ru

Abstract. In the 21st century, additive technologies have become one of the progressive industries of mechanical engineering due to the intensive development of electronic technology and engineering software packages. Currently, products produced using 3D printing are widely used in the prototyping of objects for further improvement, the manufacture of the simplest parts, in the aircraft industry (including unmanned aircraft industry), as well as in the military, medical, construction, weapons and light industries. Additive manufacturing has proven itself worthy in those conditions in which it is necessary to manufacture something as accurately as possible in the shortest possible time. This research is aimed at evaluating the properties of materials used in 3D printing and the characteristics of products made from it.
Key words: SSS, additive technologies, plastics, gear wheel, quadrocopter.

Аннотация. В XXI веке аддитивные технологии стали одной из передовых отраслей машиностроения за счёт интенсивного развития электронной техники и пакетов инженерных программ. В настоящее время изделия, производимые с помощью 3D-печати, широко применяются в процессах прототипирования объектов для дальнейшего совершенствования, изготовления простейших деталей в авиастроительной сфере (в том числе и в беспилотном авиастроении), а также в военной, медицинской, строительной, оружейной и лёгкой промышленностях. Аддитивное производство достойно зарекомендовало себя в тех условиях, при которых необходимо максимально точно изготовить что-либо в самые короткие сроки. Данное исследование направлено на оценку свойств используемых в 3D-печати материалов и характеристик изделий из них.
Ключевые слова: НДС, аддитивные технологии, пластики, зубчатое колесо, квадрокоптер.

Аддитивные технологии можно разделить по типу подачи материала. В то же время для каждой технологии подачи существует свой набор используемых материалов [1].

1. Экстузия. Моделирование методом наплавления (FDM). FDM – одна из наиболее распространённых технологий, которая заключается в подаче материала в виде расплавленной нити через экструдер на рабочую поверхность, формируя необходимое изделие. Движение экструдера полностью контролируется микропроцессором. Такие принтеры могут создавать слои толщиной от 0.02 мм. FDM позволяет создавать изделия из конструкционных термопластов. Полученные модели обладают высокими механическими характеристиками. Также, возможно использование двух материалов для печати: моделирующий материал и материал поддержки. Материалы, используемые FDM:

1.1 ABS (сополимер акрилонитрила, бутадиена и стирола) – это ударопрочный термопластичный материал. Достоинства ABS-пластика: долговечность*, ударопрочность, относительная эластичность, влагостойкость, широкий диапазон эксплуатационных

температур: от −40°С до +110°С, невысокая стоимость*. Недостатки: неустойчивость к ультрафиолетовому излучению, хрупкость*, высокая рабочая температура*.

1.2 PLA (полилактид) – биоразлагаемый, биосовместимый полиэфир (мономер – молочная кислота). Достоинства PLA-пластика: низкий коэффициент трения, низкая хрупкость*. Недостатки: низкая долговечность*, повышенные требования к хранению повышенная стоимость*.

Достоинства и недостатки материалов, отмеченные «*» приведены в сравнении пластиков ABS и PLA. ABS более жесткий и способен сохранять форму при больших нагрузках. Рабочая температура печати ABS выше, чем у PLA (210–270°С).

2. Фотополимеризация. Лазерная стереолитография (SLA). SLA – технология быстрого прототипирования. SLA основана на фотоинициированной полимеризации материала излучением лазера или ртутной лампы. В данной технологии используются фотополимеры в жидком состоянии. В ёмкость с жидким фотополимером помещается сетчатая платформа, на которой осуществляется "выращивание" изделия. В качестве расходных материалов используются фотополимерные смолы, которые затвердевают под воздействием ультрафиолетового света. Смолы в полимеризованном виде могут напоминать резину или твёрдые пластики. Главный недостаток смол и SLA-технологии – высокая стоимость материалов.

3. Формирование слоя на выровненном слое порошка. Трёхмерная печать (3DP). 3DP – технология, осуществляемая по принципу обычного принтера. Печать происходит через сопла печатающих головок. Струйная трехмерная печать есть продолжение развития технологий обычной 2D-печати. Процесс заключается в следующем: в гипсовый порошок поступает клеящее вещество, при попадании которого материал застывает, образуя твёрдый слой. Следующий слой печатается сверху на имеющийся слой. После печати необходимо очистить деталь от остатков порошка и покрыть жидким закрепителем.

4. Струйная печать. Метод многоструйного моделирования (MJM). Технология MJM сочетает в себе черты трёхмерной печати, моделирования методом послойного наплавления и стереолитографии. Изготовление слоёв происходит с помощью специальной печатной головки, имеющей большое количество сопел (от 96 до 450). Печатающая головка движется по рабочей поверхности и наносит слой за слоем жидкий полимер. За ней следует ультрафиолетовый излучатель, засвечивающий нанесённый материал. Ранее использовались обычные термопласты, но в настоящее время они заменены фотополимерными смолами и восками.

Ввиду наибольшей распространённости и наибольшего ресурсного преимущества FDM технология наиболее приоритетна. На основе данной технологии велось настоящее исследование. В [2] были определены необходимые для дальнейших исследований характеристики материалов ABS и PLA. Образцы были изготовлены согласно ГОСТ 11262-80. Испытания на растяжение проводились на сервогидравлической испытательной машине «Shimadzu» (максимальная нагрузка – 5 тонн) в соответствии с ГОСТ 11262-80. Скорость нагружения – 0.06 мм/с. В результате испытаний для пластиков ABS и PLA были получены: прочность при растяжении и при разрыве, условные пределы текучести, пределы упругости, модули упругости и относительные удлинения при максимальной нагрузке, при разрыве, при пределе текучести и при пределе упругости (табл. 1). Проведенные исследования выявили, что PLA пластик обладает большей прочностью, но меньшей пластичностью, в сравнении с ABS.

В настоящее время из пластиков возможно изготавливать универсальные изделия, такие, как зубчатые колёса, и специальные, например, рамы квадрокоптеров. Беспилотные летательные аппараты широко используются в гражданских и в военных целях (разведка на местности при спасательных операциях, в сфере геологии, разведка позиций противника в условиях боевых действий). Зубчатые колёса применяются во всех отраслях машиностроения (авиационная отрасль, станкостроение и т.д.). Для оценки характеристик упомянутых изделий, производимых на 3D-принтерах, целесообразно использовать

численные методы, основанные на методе конечных элементов (МКЭ), реализуемых через пакеты инженерных программ.

Таблица 1.

Пластик	**ABS**	**PLA**
Прочность при растяжении, МПа	30.7	41.8
Прочность при разрыве, МПа	27.2	41.2
Условный предел текучести, МПа	25.8	29.7
Предел упругости, МПа	17.0	13.5
Модуль упругости, МПа	1686	2150
Относительное удлинение при максимальной нагрузке, %	2.824	3.374
Относительное удлинение при разрыве, %	4.405	3.789
Относительное удлинение при пределе текучести, %	1.730	1.570
Относительное удлинение при пределе упругости, %	1.000	0.630

Численное исследование проводится набором стандартных операций [3]: задание свойств используемого материала; создание геометрической и конечно-элементной моделей (рис. 1 – 3); моделирование нагрузок и ограничений; получение результатов, значений искомых величин НДС (нормальных, касательных или эквивалентных напряжений, деформаций и перемещений), распределения величин по геометрии деталей и конструкций.

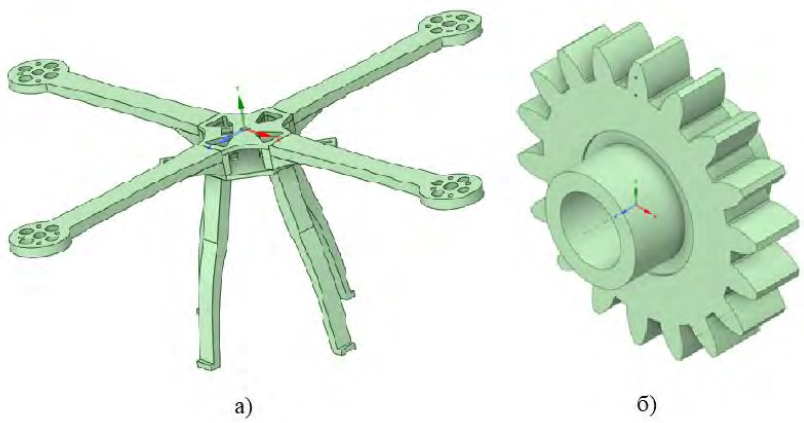


Рис.1. Геометрические модели рамы квадрокоптера (а) и зубчатого колеса (б).



Рис.2. Конечно-элементная модель зубчатого колеса.

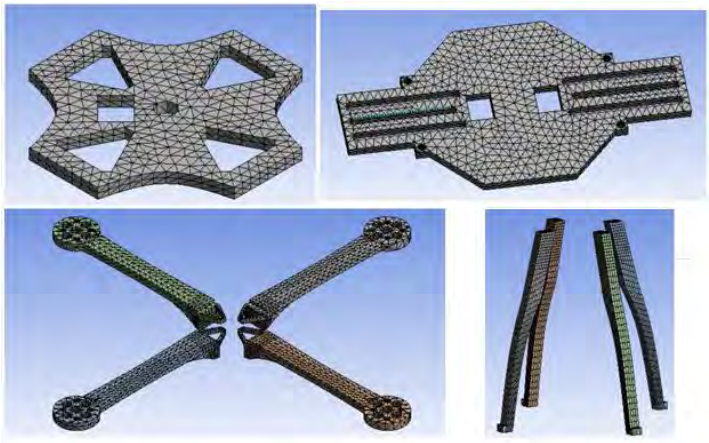


Рис.3. Конечно-элементная модель элементов конструкции рамы.

Результаты выполненного численного исследования НДС и прочности изделий показали, что они обладают необходимым запасом по несущей способности для данных исходных параметров. При этом, напряжения, полученные при расчёте зубчатой передачи, меньше предельных контактных напряжений (σ_{Hp} = 32 МПа), а коэффициент запаса

прочности рамной конструкции больше необходимого значения ([n] = 1.2). Распределение значений искомых величин представлены на рис. 4 – 5.

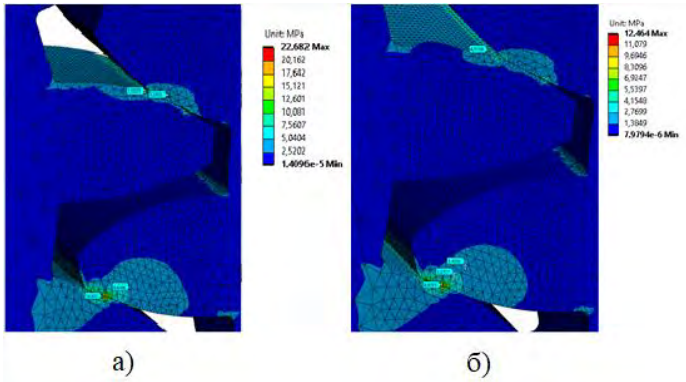


Рис.4. Распределение нормальных контактных (а) и касательных (б) напряжений зубчатой передачи.

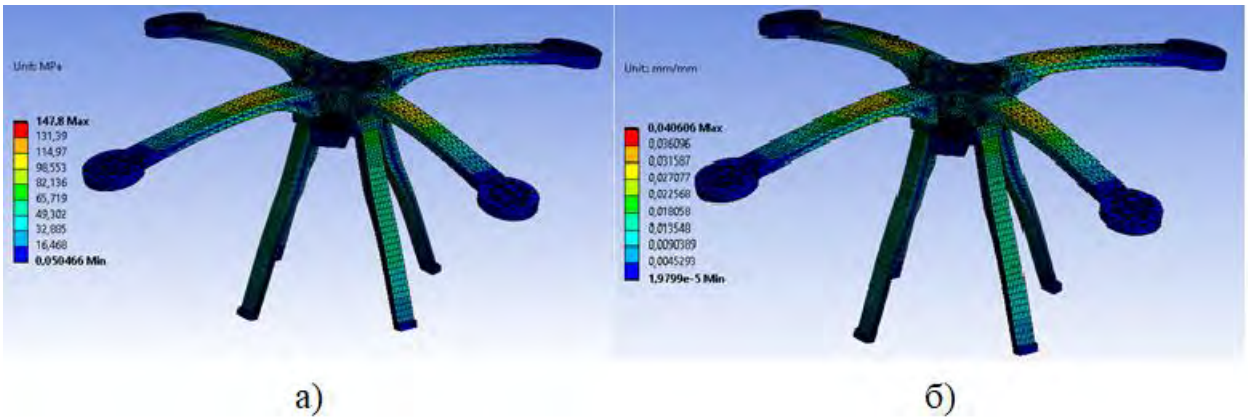


Рис.5. Распределение эквивалентных напряжений (а) и деформаций (б) рамной конструкции.

Напряжённо-деформированное состояния напрямую зависит от геометрических, нагрузочных параметров и характеристик материала, из которого изготовлены конструкции. Значения напряжений уменьшаются при утолщении частей конструкции, однако стоит принимать во внимание условия рационального проектирования. Также, необходимо учитывать нагрузки, которые испытывают изделия. На них негативно скажутся большой крутящий момент для зубчатых колёс, вес и мощность двигателей квадрокоптера.

Вывод: данное исследование показало, что методы и технологии аддитивного производства при изготовлении современных универсальных деталей и специальных конструкций, оценённые по критериям статической прочности, являются весьма перспективными.

Литература

1. Ляпков А.А. Полимерные аддитивные технологии. Томский политехнический университет. 2016. – С. 114.
2. Навроцкий Р.А., Москвитин Г.В., Наумов О.В., Пугачёв М.С. Численное исследование НДС рамной конструкции квадрокоптера // XXXIII Международная инновационная конференция молодых ученых и студентов (МИКМУС - 2021). Сборник трудов конференции. 2021. – С. 152 – 156.
3. Наумов О.В., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Поляков А.Н. Экспериментальная оценка (исследование) прочности деталей, получаемых на 3D-принтере // XXVIII Международная инновационная конференция молодых ученых и студентов (МИКМУС - 2016). Сборник трудов конференции. 2017. С. 461 – 464.

УДК 669.717:669.718:621.9.048

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ К ИЗНОСУ И ОКИСЛЕНИЮ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭП741НП С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКИ [1]

INCREASING RESISTANCE AGAINST WEAR AND OXIDATION OF HEAT-RESISTANT EP741NP ALLOY USING ELECTROSPARK TREATMENT

Муканов С.К.[1] – к. т. н, м. н. с., **Петржик М.И.**[1] – д. т. н., в. н. с., **Кудряшов А.Е.**[1] – к.т.н., в.н.с, **Левашов Е.А.**[1] - д. т. н.

[1]Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

e-mail: sam-mukanov@mail.ru

Abstract. Electrospark treatment (EST) of EP741NP alloy, obtained by selective laser melting, using low-melting electrodes Al-12%Si, Al-7%Ca-1%Mn and Al-6%Ca-0.6%Si was performed to increase the resistance to wear and high-temperature oxidation. The oxidation resistance was studied at 870 ºC and 1000 ºC annealing in air. The best resistance to wear and oxidation of the alloy was found at EST by the electrode Al-7%Ca-1%Mn due to the formation of the near surface layers: $CaAl_2O_4$ at 870 ºC and $CaMoO_4$+ Al_2O_3 at 1000 ºC.

Key words: selective laser melting (SLM), electrospark treatment, wear resistance, heat resistance

Аннотация. Для повышения стойкости к износу и высокотемпературному окислению проведена электроискровая обработка (ЭИО) сплава ЭП741НП, полученного селективным лазерным сплавлением, легкоплавкими электродами Al–12%Si, Al–7%Ca–1%Mn и Al–6%Ca–0,6%Si. Стойкость к высокотемпературному окислению на воздухе была изучена при 870 ºC и 1000 ºC. Наилучшая стойкость к износу и окислению сплава обнаружена после ЭИО электродом Al–7%Ca–1%Mn за счет образования оксидного слоя $CaAl_2O_4$ при 870 ºC и $CaMoO_4$+ Al_2O_3 при 1000 ºC.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление (СЛС), электроискровая обработка, износостойкость, жаростойкость.

Изнашивание и окисление являются серьезной проблемой для изделий, работающих в условиях повышенных температур. Разработка защитных функциональных слоев на поверхности жаропрочных сплавов стало одним из ключевых направлений для увеличения срока службы ответственных деталей энергетических установок, подвергаемых высокотемпературной атмосферной коррозии. Обычно для осаждения защитных покрытий используют методы [1, 2] плазменного напыления, ионно-дугового осаждения, магнетронного распыления и др. Однако в связи с активным развитием направленности изготовления сложнопрофильных деталей из конструкционных материалов методами аддитивных технологий [3] особый интерес представляет модификация поверхности электроискровой обработкой (ЭИО). Данная технология уже успешно реализовала себя в устранении поверхностных дефектов [4, 5], характерных для аддитивных технологий. Кроме того, локальное воздействие электрического разряда при ЭИО позволяет предотвратить перегрев подложки, приводящий к объёмной рекристаллизации [6].

[1] Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (проект № 0718-2020-0034).

Целью данной работы исследование стойкости к износу и окислению при 870 ºС и 1000 ºС при отжиге на воздухе функциональных слоев, сформированных при электроискровой обработке легкоплавкими электродами Al-12%Si, Al-6%Ca-0,6%Si и Al-7%Ca-1%Mn, жаропрочного сплава ЭП741НП, полученного селективным лазерным сплавлением.

В качестве объектов исследования использовали образцы, выращенные методом СЛС из сплава на основе никеля ЭП741НП [3] (ат. %: 55,38 Ni; 15,49 Co; 10,84 Al; 10,03 Cr; 2,29 Mo; 2,18 Ti; 1,75 W; 1,62 Nb; 0,19 C; 0,08 Hf; 0,08 B; 0,05 Mg; 0,017 Cr; 0,003 Ce). Образцы были подвергнуты ЭИО на комплексе «Alier-Metal 303» оснащенного рабочим инструментом (держателем электродов) ротационного типа. ЭИО сплавов проводили в среде аргона, используя закаленные из расплава легкоплавкие электроды околоэвтектических составов: Al-12%Si, Al-6%Ca-0,6%Si и Al-7%Ca-1%Mn (указаны мас. %, по синтезу). Закалку расплава применяли для измельчения структурных составляющих и повышения гомогенности электродов. Получение электродов Al-Si и поиск оптимальных режимов ЭИО описано в работе [7]. Формирование термобарьерных оксидных слоев проходило в ходе испытаний на жаростойкость, которые проводили в муфельной электропечи марки SNOL 7,2/1200 (Литва) при отжиге на воздухе при 870 °С в течение 10 часов, а также при 1000 °С в течение 30 часов с учетом требований по ГОСТ 9.312-89 и ГОСТ 6130-71 по методу увеличения массы на образцах при выдержках 0,25 ч, 0,5 ч, 0,75 ч, 1 ч, 2 ч, 3 ч, 4 ч, 5 ч и далее через каждые 5 ч. Трибологические испытания образцов проводили на машине трения «Tribometer» (CSM Instruments, Швейцария). Условия испытаний: длина дорожки 4 мм, прикладываемая нагрузка 2 Н, максимальная скорость 5 см/с, контрело – шарик Ø 3 мм из 100Cr6. Исследование топографии поверхности и бороздок износа проводили на оптическом профилометре WYKO NT 1100 (VEECO, США).

Установлено, что отжиг при 870 °С на воздухе СЛС-образцов из сплава ЭП741НП после ЭИО околоэвтектическими электродами Al–12%Si, Al–7%Ca–1%Mn и Al–6%Ca–0,6%Si привел к формированию плотного и однородного барьерного слоя Al_2O_3 (для образца, обработанного электродом Al–12%Si) или $CaAl_2O_4$ (для образцов, обработанных электродами на основе Al–Ca). Также отмечено увеличение доли фазы β-NiAl, что препятствует окислению и увеличивает износостойкость (для исходных образцов в 4,4 раза и в 1,5 раза для образцов после высокотемпературного отжига). Увеличение износостойкости прямо пропорционально увеличению в 2,5 раза твердости образцов.

При повышении температуры и длительности окислительного отжига износостойкость сплава ЭП741НП и модифицированных слоев, сформированных электродами Al-12%Si и Al-6%Ca-0,6%Si, возрастает в результате образования твердых оксидных слоев. Приведенный износ данных модифицированных слоев ($7{,}72\cdot10^{-5}$·мм^3/Н·м для Al-12%Si и $9{,}21\cdot10^{-5}$·мм^3/Н·м для Al-6%Ca-0,6%Si) после окисления при 1000 °С ниже, чем и у сплава ЭП741НП ($11{,}8\cdot10^{-5}$·мм^3/Н·м), что указывает на значительное повышение износостойкости. Испытания на жаростойкость образцов при 1000 °С показали, что модифицированный слой, полученный при обработке электродом Al-7%Ca-1%Mn, продемонстрировал после 30 часов выдержки наименьшие привес массы и скорость окисления ($0{,}2\cdot10^{-4}$ мг/(см^2·с)), что в 16 раз ниже, чем у исходного никелевого СЛС образца ЭП741НП ($3{,}2\cdot10^{-4}$ мг/(см^2·с)). Окисление данного образца протекает согласно параболическому закону.

Повышение жаростойкости связано с формированием сплошного двухслойного покрытия (внутренний слой Al_2O_3 толщиной 23,4 мкм и внешний слой $CaMoO_4$ толщиной 3,6 мкм), который является эффективным диффузионным барьером.

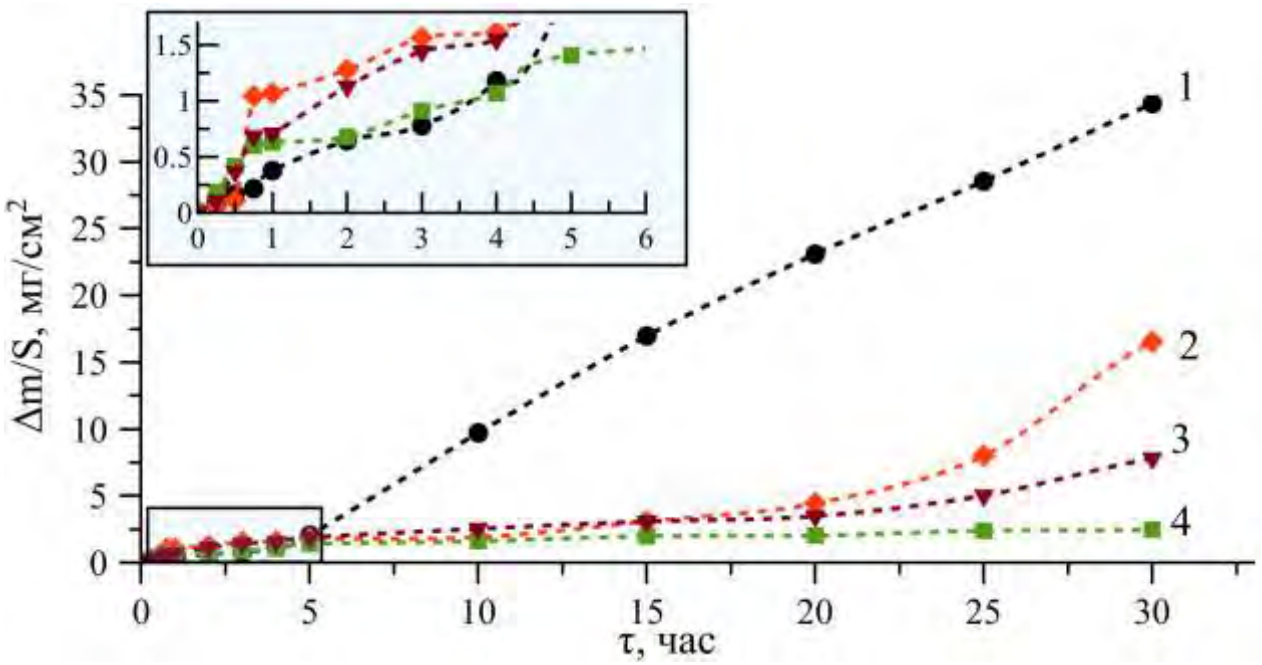


Рис. 1 – Кинетические кривые окисления образцов до (1) и после ЭИО (2– Al-12Si; 3–Al-6Ca-0,6Si; 4-Al-7Ca-1Mn)

Литература

1. Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Kudryashov A.E., Sheveyko A.N., Orekhov A.S., Levashov E.A. Improving the oxidation resistance of Inconel 718 high-temperature nickel alloy using combined surface engineering technology // Letters on Materials. 2020. V. 10 (4), – P. 371-376

2. Jianjun Yuan, Qingzhao Wang, Xinying Liu, Shumei Lou, Qun Li, Zhiming Wang Microstructures and high-temperature wear behavior of NiAl/WC-Fe_x coatings on carbon steel by plasma cladding // Journal of Alloys and Compounds. –2020. –V. 842. –155850.

3. Sentyurinaa Zh.A., Baskov F.A., Loginov P.A., Kaplanskii Yu.Yu., Mishukov A.V., Logachev I.A., Bychkova M.Ya., Levashov E.A., Logacheva A.I. The effect of hot isostatic pressing and heat treatment on the microstructure and properties of EP741NP nickel alloy manufactured by laser powder bed fusion // Additive Manufacturing. – 2021. – V. 37.– 101629.

4. Enrique P.D., Marzbanrad E., Mahmoodkhani Y., Jiao Z., Toyserkani E., Zhou N.Y. Surface Modification of Binder-Jet Additive Manufactured Inconel 625 via Electrospark Deposition // Surf. Coat. Technol. – V. 362. – 2019. – P. 141-149.

5. Муканов С.К., Кудряшов А.Е., Петржик М.И. Модифицирование поверхности титанового сплава ВТ6, полученного аддитивными технологиями, путем реакционной электроискровой обработки // Физика и химия обработки материалов. – 2021. – № 3. – С. 30–39.

6. Sheveyko A.N., Kuptsov K.A., Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Kaplansky Yu.Yu., Orekhov A.S., Levashov E.A. Protective coatings for LPBF Ni-based superalloys using a combination of electrospark deposition and pulsed arc evaporation methods // Applied Surface Science. – 2022. – V. 581. – 152357.

7. Муканов С.К., Кудряшов А.Е., Наумова Е.А., Петржик М.И. Реакционное фазообразование при электроискровой обработке сплава ЭП741НП легкоплавким Al – Si электродом // Цветные металлы. – 2020. – № 8. – с. 82-90.

УДК 539.376

ОБЗОР РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ (2004–2021)[1]

REVIEW OF THE RESULTS OF EXPERIMENTAL STUDIES FOR CREEP AND CREEP RUPTURE STRENGHT OF METALLIC MATERIALS (2004–2021)

Назаров В.В.[1] – кандидат технических наук, научный сотрудник
[1]Научно–исследовательский институт механики МГУ имени М.В. Ломоносова
inmec130@mail.ru

Abstract. The papers that present the results of mechanical tests of metallic materials under stationary creep conditions, both at uniaxial tension and complex stress state, have considered. To describe the effect of creep rupture strength, which consists in the relative difference in the values of time at the rupture moment at uniaxial and equal biaxial tensions, two new equivalent stresses have been proposed.

Key words: creep, creep rupture strength, equivalent stress.

Аннотация. Рассмотрены работы, в которых приведены результаты механических испытаний металлических материалов в условиях стационарной ползучести, как при одноосном растяжении, так и при сложном напряженном состоянии. Для описания эффекта длительной прочности, заключающегося в относительном различии значений времени в момент разрушения при одноосном и равном двухосном растяжениях, предложены два новых эквивалентных напряжения.

Ключевые слова: ползучесть, длительная прочность, эквивалентное напряжение.

Несмотря на то, что о свойстве ползучести стало известно еще в первой половине XIX столетия, его систематическое исследование началось только с середины XX столетия. Различают опыты на одноосное растяжение и сложное напряженное состояние, где первые проводят с целью измерения термомеханических характеристик материала, вторые – для исследования конструктивной прочности. До XXI столетия результаты экспериментальных исследований получены для меди, алюминиевого сплава, нержавеющей стали и жаропрочного никелевого сплава, при этом в большинстве случаев результаты относятся к длительной прочности, при которой измерение деформаций от времени не проводится. За последние полтора десятка лет появились работы, в которых приведены кривые ползучести для других классов металлических материалов, в которых впервые рассмотрена ползучесть магниево–литиевого сплава при комнатной температуре [1], а также длительная прочность титановых сплавов при высокой температуре [2]. Основное внимание стало уделяться влиянию химии и высокой температуры на термопрочностные характеристики металлических материалов, при этом кривые ползучести дополняются экспериментальными зависимостями напряжение – деформация при разных значениях высокой температуры [3]. Кроме этого, в некоторых работах приведены фотоснимки со структурными исследованиями, на которых сопоставлены различные состояния микростуктуры. В [3] установлено, что при температуре выше 850^{o}C появляется поверхностный оксидный слой, и кислород воздуха начинает оказывать заметное влияние на процесс разрушения нержавеющей стали. В [4] показано, что образование и рост микропор заметно происходит при ускоряющейся ползучести, а при установившейся ползучести сталь можно считать несжимаемым материалом.

Другая часть работ посвящена исследованию прочности сварного шва и области локализации деформаций. В одной из таких работ предложен критерий появления шейки,

[1] Работа частично поддержана РФФИ, проект № 20–08–00387.

представляющей собой тангенс угла наклона касательной к кривой ползучести. В другой отличительной работе приведены результаты, полученные на трубчатых образцах с окружным сварным швом под одновременным воздействием осевой силы и внутреннего давления при разных значениях отношения осевого напряжения к тангенциальному напряжению, где показано, что при значениях этого отношения напряжений больше 0.8 разрушение приходилось на сварной шов, а в остальных случаях – на основной материал.

Еще одна работа, в которой трубчатые образцы из титанового сплава подвергались одновременному воздействию осевой силы и крутящего момента, где результаты механических испытаний на установившуюся ползучесть получены при двух разных параметрах нагружения, в качестве которых рассмотрены максимальное нормальное напряжение и максимальное касательное напряжение. Из кривых ползучести установлено, что титановый сплав ВТ1–0 при 550°С находится в таких условиях, при которых углы поворота принимают большие значения. В другой работе, трубчатые образцы из отожженной меди при 264°С подвергались одновременному воздействию осевой силы и крутящего момента, при этом углы поворота и осевые удлинения в момент разрушения принимали исключительно малые значения.

Ранее обнаруженный эффект (Рис. 1) длительной прочности из механических испытаний прямоугольных пластин из алюминиевого сплава, наблюдается в образцах из нержавеющей стали [5], где равное двухосное растяжение приводит к увеличению времени в момент разрушения.

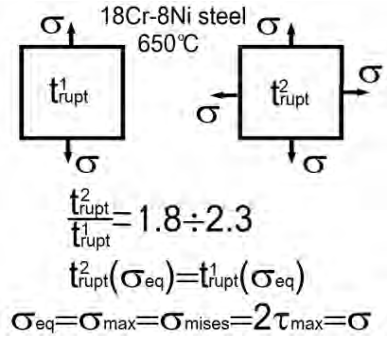


Рис.1. Эффект длительной прочности в относительном различии времен в момент разрушения между одноосным растяжением и равным двухосным растяжением прямоугольных пластин не представляется возможным описать базовыми эквивалентными напряжениями, к которым относят максимальное нормальное напряжение, напряжение Мизеса и удвоенное максимальное касательное напряжение

В другой работе того же коллектива ученых для другой стали обнаружено, что равное двухосное растяжение, напротив, приводит к уменьшению времени в момент разрушения. Описать влияние многоосного растяжения на время в момент разрушения следует рассматривать одно из двух эквивалентных напряжений:

$$\sigma^1_{eq} = \sigma_1 \left\{ 1 + \beta_1 \left[\frac{\sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_1} \right]^{\beta_2} \right\}, \quad \beta_1 > 0, \quad \beta_2 > 0$$

где $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3 \geq 0$ – главные напряжения [5];

$$\sigma^2_{eq} = [1 - \beta_3]\sigma_{mises} + 3\beta_3\sigma_h, \quad 2/3 \leq \beta_3 \leq 2$$

где σ_{mises} – напряжение Мизеса, σ_h – гидростатическое давление [6].

Чтобы установить долю влияния каждого из двух максимальных напряжений на время в момент разрушения следует рассматривать эквивалентное напряжение:

$$\sigma_{eq}^{3} = [1-\beta_4]2\tau_{\max} + \beta_4\sigma_{\max}, \quad 0 \le \beta_4 \le 1$$

где $\sigma_{\max}$ – максимальное нормальное напряжение, $2\tau_{\max}$ – удвоенное максимальное касательное напряжение [7].

Литература

1. Ильин С.И., Корягин Ю.Д., Лапина И.В. Ползучесть ультралегких магниевых сплавов при низких температурах // Вестник Южно−Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2012. № 15. С. 105–107.
2. Назаров В.В. Кратковременная ползучесть титановых сплавов ВТ5 и ВТ6 при высокой температуре // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015. Т. 81. № 6. С. 57−60.
3. Mohta K., Gupta S.K., Cathirvolu S., Jaganathan S., Chattopadhya J. High temperature deformation behavior of Indian PHWR Calandria material SS 304L // Nuclear Engineering and Design. 2020. Vol. 368. P. 110801.
4. Xie Z.G., He Y.M., Yang J.G., Gao Z.L. Microstructural evolution of nuclear power steel A508–III in the creep process at 800°C // Applied Mechanics and Materials. 2017. Vol. 853. P. 153−157.
5. Kobayashi H., Ohki R., Itoh T., Sakane M. Multiaxial creep damage and lifetime evaluation under biaxial and triaxial stresses for type 304 stainless steel // Engineering Fracture Mechanics. 2017. Vol. 174. P. 30–43.
6. Голубовский Е.Р., Демидов А.Г. Оценка длительной прочности при сложном напряженном состоянии сплава ЭИ437БУ–ВД для дисков ГТД // Вестник двигателестроения. 2008. № 3. С. 106–110.
7. Nazarov V.V., Lepeshkin A.R. Analysis of various equivalent stress options for describing the creep rupture process under a complex stress state // AIP Conference Proceedings. 2020. Vol. 2315. P. 020029.

УДК 629.78: 539.3

ОБОСНОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ ОБЪЕКТОВ ТРУБОПРОВОДНОГО ТРАНСПОРТА

SUBSTANTIATION OF THE STRENGTH AND DURABILITY OF LONG-TERM PIPELINE TRANSPORT FACILITIES

Неганов Д, А.[1] – первый заместитель генерального директора
[1]ООО «НИИ Транснефть», Москва, Российская Федерация
E-mail: NeganovDA@niitnn.transneft.ru

Abstract. A methodology has been developed to substantiate the structural strength of long – term oil pipeline equipment using combined (probabilistic, statistical and deterministic) methods that allow determining the period of their safe operation.
Key words: structural strength, oil pipelines, probabilistic methods

Аннотация. Разработана методология обоснования конструктивной прочности длительно эксплуатируемого оборудования нефтепроводов с применением комбинированных (вероятностных, статистических и детерминированных) методов, позволяющей определить срок их безопасной эксплуатации.
Ключевые слова: конструктивная прочность, нефтепроводы, вероятностные методы.

Введение

Наибольший размах строительства нефтепроводов пришелся на 1970 - 1980 гг. в связи с необходимостью добычи и транспортировки больших объемов нефти месторождений Западной Сибири. Исследования и разработки проведенные в это время, позволили сформировать и реализовать общие традиционные нормативные требования к их прочности, основанные на классических расчетных схемах и теориях прочности. Во всех случаях проектные решения должны были удовлетворять классическим условиям прочности – отсутствие разрушения трубопроводов при заданных *p, d,* δ при достижении опасных напряжений на основе формул теории тонкостенных оболочек.

$$\sigma = \frac{pd}{K \cdot \delta} \leq [\sigma] = \frac{\sigma_{\text{оп}}}{n_\sigma}, \quad (1)$$

где K – коэффициент, зависящий от формы оборудования ($2 \leq K \leq 4$); $[\sigma]$ – допускаемое напряжение; $\sigma_{\text{оп}}$ – опасное напряжение; n_σ – запас прочности $(n_\sigma > 1)$.

Выражение (1) принято в качестве базового в зарубежных основных нормативных проектных расчетах по допускаемым напряжениям $[\sigma]$. В качестве опасных $\sigma_{\text{оп}}$ принимаются предел прочности $\sigma_{\text{в}}$ и запас $n_{\text{в}}$ или предел текучести $\sigma_{\text{т}}$ и запас $n_{\text{т}}$ (при этом $n_{\text{т}} \leq n_{\text{в}}$):

$$[\sigma] = min\left\{\frac{\sigma_{\text{Т}}}{n_{\text{Т}}}, \frac{\sigma_{\text{В}}}{n_{\text{в}}}\right\}, \quad (2)$$

где $n_{\text{т}}$ – запас по пределу текучести; $n_{\text{в}}$ – запас по пределу прочности ($1 \leq n_{\text{т}} \leq n_{\text{в}}$).

В отечественных нормах расчет ведется по предельным состояниям (образование пластических деформаций или разрушений) и предельным сопротивлениям (предел текучести $\sigma_{\text{т}}$ или прочности $\sigma_{\text{в}}$) с введением дифференцированных коэффициентов надежности и условий работы. Это позволяет увязать результаты расчетов по отечественным и зарубежным нормам расчета через систему коэффициентов:

$$\{n_{\text{т}}, n_{\text{в}}\} = \frac{nK_1K_{\text{н}}}{m}, \tag{3}$$

где n, K_1, $K_{\text{н}}$ – коэффициенты надежности соответственно по нагрузке, материалу и назначению ($1{,}1 \le n \le 1{,}15$; $1{,}34 \le K_1 \le 1{,}55$; $1 \le K_{\text{н}} \le 1{,}05$); m – коэффициент условий работы.

В зарубежных и отечественных нормах расчета по (1)–(3) величины n_σ, $n_{\text{т}}$, $n_{\text{в}}$ и n, m, K_1, $K_{\text{н}}$, $\sigma_{\text{т}}$, $\sigma_{\text{в}}$ приняты детерминированными. Запасы $n_{\text{т}}$, варьируются в достаточно широких пределах 1,8–3,2, а $n_{\text{в}}$ – в пределах 2,4–3,5. Однако, как показывает отечественный и зарубежный опыт, длительная эксплуатация оборудования, спроектированного по (1)–(3), сопровождалась преждевременными повреждениями.

Методология обоснования конструктивной прочности

Для обоснования прочности длительно эксплуатируемых нефтепроводов в ПАО «Транснефть» была разработана и постоянно развивается методология поэтапного обоснования конструктивной прочности оборудования с применением комбинированных методов. В основе разработанной методологии лежит всесторонний (многофакторный) поэтапный анализ технического состояния длительно эксплуатируемых конструкций, представляющий собой комплекс логических процедур традиционных и новых методов расчета (Рисунок 1).

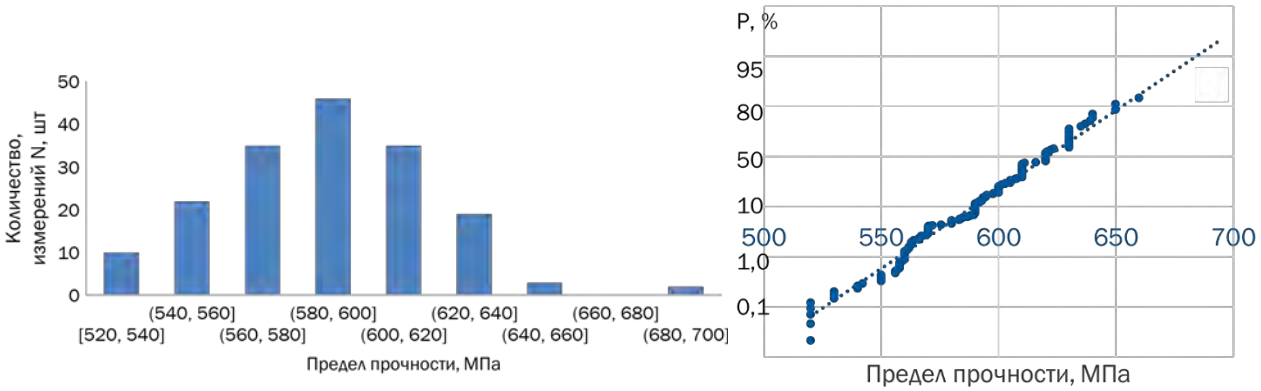


Рисунок 1 – Комплексная методология обоснования прочности

Алгоритм определения расчетов основан на переходе от наиболее простых к более сложным. **Основные расчеты** позволяют определить базовые параметры оболочковых и корпусных конструкций, производящиеся преимущественно по критериям статической прочности и с рассмотрением упругого поведения материалов.

Для оценки всех факторов длительно эксплуатируемых трубопроводов предлагается переход от основных к **поверочным расчетам** на различные сочетания предельных состояний при циклических, длительных, сейсмических и других воздействиях с возможностью образования статического, циклического и коррозионного разрушения. Их основной отличительной особенностью является то, что в них учитываются наличие в длительно функционирующих оболочковых и корпусных конструкциях дефектов, а также изменение условий нагружения и механических свойств материалов (прочности и пластичности).

Статистические расчеты прочности. Если на основании проведения расчетов по базовым детерминированным выражениям прочность конструкций не обеспечивается, то необходимо учитывать характеристики разбросов расчетных параметров. По полученной статистической информации строятся гистограммы (Рисунок 2а).



а) *б*)

Рисунок 2 – Значение пределов прочности трубной стали 17Г1С

В развитие (1) формула (2) с расчетными параметрами будет иметь вид:

$$\sigma_{max}^{э} = \frac{p_c d_c}{k\delta_c} \le min\left\{\frac{\sigma_т}{n_т}, \frac{\sigma_в}{n_в}\right\}_c \quad (4)$$

При этом связь между $\sigma_т, \sigma_в$ должна отвечать неравенству $\{n_{тс}, n_{вс}\} \le \{n_т, n_в\}$. Выражение (4) становится основным при решении вопросов о дальнейшей эксплуатации функционирующих конструкций учетом данных диагностики.

Вероятностные расчеты прочности. Накопление статистической информации в виде функций распределения расчетных параметров прочности (Рисунок 2 б) дает возможность переходить к вероятностному расчету. В связи с этим перспективным с практической точки зрения предлагается использовать выражение в форме:

$$\{n_T, n_в\} = F\{P(\sigma^э), \mathrm{P}(\sigma_т, \sigma_в)\}. \quad (5)$$

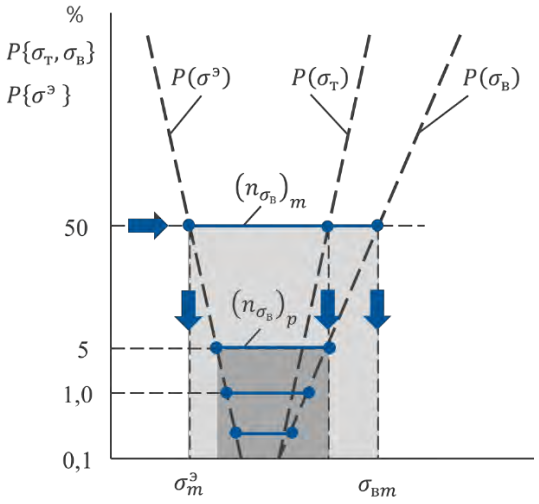


Рисунок 3 – Схема оценки влияния вероятности Р на запасы прочности

На Рисунке 3 показана предложенная схема реализации вероятностного анализа запасов: по оси абсцисс отложены напряжения $\sigma_т, \sigma_в, \sigma^э$, а по оси ординат – вероятности $P(\sigma^э), P(\sigma_т)$ и $\mathrm{P}(\sigma_в)$ по шкале, соответствующей нормальному закону распределения.

Тогда на основе (5) по медианным значениям $\sigma_m^э$ и $\sigma_{вт}$ для вероятности $P = 50\ \%$ определяется среднее значение запаса $(n_{\sigma в})_m$, а для других величин $P(P < 50\ \%)$ запасы будут свои меньшие по величине запасы

$$(n_{\sigma в})_m = \frac{(\sigma_в)_m}{(\sigma^э)_m}; (n_{\sigma в})_р = \frac{(\sigma_в)_р}{(\sigma^э)_р}. \quad (6)$$

На основе (6) можно проанализировать изменения нормативного запаса прочности $n_в$ при учете вероятностных характеристик нагруженности $\sigma^э$ и пределов прочности $\sigma_в$

$$n_p = n_в \frac{1 - Z_р \cdot \nu\sigma_в}{1 + Z_р \cdot \nu\sigma^э} = n_в \cdot \bar{n}_p, \quad (7)$$

где n_p – запас прочности при заданной вероятности P; $n_в$- запас по средним значениям; $\bar{n}_p$ – коэффициент снижения запаса $n_в$ при уменьшении P; $Z_р$– квантиль распределения; $v_{\sigma в}$, $v_{\sigma э}$- коэффициенты вариации.

В целях реализации расчетных методов оценки прочности и получения исходных данных была **создана система комплексных механических испытаний** (рисунок 4).



Рисунок 4 – Система комплексных механических испытаний

При *стандартных* испытаниях на статическое растяжение экспериментально получаемые базовые механические характеристики (пределы прочности $\sigma_в$ и текучести $\sigma_т$, модули упругости E, относительное сужение ψ) входят в основные и поверочные расчеты.

Для поверочных оценок статической прочности выполняют дополнительную расчетную информацию по оценкам рассеяния параметров прочности, пластичности и степени упрочнения сталей.

Унифицированные лабораторные испытания предназначены для уточненного определения прочности образцов с учетом эффектов объемности напряженного состояния, абсолютных размеров сечений трубопроводов, скорости деформирования, анизотропии и т.д.

Особое место в лабораторных испытаниях занимают *специальные* испытания по оценке малоцикловой усталости и трещиностойкости и долговечности сталей по критериям линейной и нелинейной механики деформирования и разрушения.

Для подтверждения адекватности разработанных моделей прочности и долговечности в методологии используются *стендовые* испытания оборудования с имитацией механических, коррозионных циклических и статических воздействий.

Реализация методологии требует создания **баз знаний и банков данных**. Под *базой знаний* понимается систематизированная информация об определяющих закономерностях развития процессов. В базы знаний по прочности трубопроводов включаются фундаментальные закономерности деформирования и разрушения, расчетные схемы, расчетные случаи, предельные состояния, решение задач о напряженно-деформированных состояниях и критериях разрушения конструкций. Под *банками данных* понимается система организованных и реализованных информационных потоков. В банки данных включаются информация о механических свойствах конструкционных материалов, о геометрии, о расчетных эксплуатационных воздействиях, о сроках эксплуатации конструкций.

Заключение

Разработана методология обоснования конструктивной прочности длительно эксплуатируемых трубопроводов с применением комбинированных (вероятностных, статистических и детерминированных) методов, позволяющей определить срок их безопасной эксплуатации (с учетом широкой вариации конструктивных форм, технологий, фактического состояния материалов и условий эксплуатации).

Литература

1. Probabilistic Modeling in System Engineering, Chapter 4 Probabilistic Analysis of transportation System for Oil and Natural Gas/ Nikolay A. Makhutov, Vladimir A. Nadein and Dmitriy A. Neganov. – 2018. – Preface IX. – P. 81-103.

УДК 54.08, 517.2, 620.178.38

ОСНОВАННАЯ НА ВЕЙВЛЕТ-ПРЕОБРАЗОВАНИИ МЕТОДИКА ДЛЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ШАГА УСТАЛОСТНЫХ БОРОЗДОК ОБРАЗЦОВ, ИСПЫТАННЫХ НА МЦУ

METHOD BASED ON WAVELET TRANSFORM FOR AUTOMATHIC DETERMINE THE WIDTH OF FATIGUE STRIATIONS OF SPECIMENS TESTED FOR LCF

Немцев Д.В. – ведущий конструктор отдела прочности, **Артамонов М.А.** – к.ф.-м.н., начальник бригады отдела прочностных испытаний
ОКБ им. А.Люльки – филиал ПАО «ОДК-УМПО»
e-mail: dmitrij_n@inbox.ru

Abstract. The method developed for the automatic measurement of the width of fatigue striations on the fracture surface of specimens. The analysis based on the application of the wavelet transform with mathematical processing of fracture images obtained on a scanning electron microscope. Specimens of Ni-based alloy EP741NP tested for LCF.
Key words: scanning electron microscope, fractography, fatigue striations, wavelet transform.

Аннотация. Разработана методика автоматизированного определения размеров шага усталостных бороздок на поверхности изломов образцов. Анализ основан на применении вейвлет-преобразования, с последующей математической обработкой изображений изломов, полученных на электронном сканирующем микроскопе. Исследуемые образцы из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП испытаны на МЦУ.
Ключевые слова: сканирующий электронный микроскоп, фрактография, усталостные бороздки, вейвлет-преобразование.

В настоящее время при изготовлении особо ответственных и нагруженных узлов газотурбинных двигателей, таких как диски турбин и компрессоров, применяются гранулируемые никелевые сплавы. Особое внимание при проектировании данных узлов уделяется малоцикловой усталости (МЦУ), так как их работа, как правило, происходит в условиях циклического нагружения при высоких температурах. Поэтому особенно важно знать усталостные характеристики материала и факторы, влияющие на развитие разрушения. Усталостные характеристики зависят от скорости роста трещины усталости в материале образца.

Существует ряд исследований, описывающих взаимосвязь между усталостными бороздками и скоростью роста трещины усталости [1,2,3,4]. Ширина усталостной бороздки соответствует приращению трещины за один цикл нагружения, а расположение участков с усталостными бороздками соответствует положениям фронта трещины на разных этапах развития. Существует потребность в методике автоматического измерении шага усталостных бороздок для исключения субъективного фактора оператора и повышения точности и достоверности измерений.

При ручном измерении фрактограф проводит анализ усталостных бороздок непосредственно по изображению, полученном в электронном микроскопе. И если для измерения усталостных бороздок, имеющих относительно большие размеры (около 1 микрона), это не представляет особой сложности, то в случае начальной стадии формирования усталостных бороздок (размеры шага усталостной бороздки примерно равен 0.01 мкм) это становится сложной задачей, требующей высокой квалификации оператора. Усугубляет сложность проведения измерения усталостных бороздок и условия, при котором росла усталостная трещина – окисление поверхности излома, особенно проявляемое при высоких температурах испытания образцов. Это значительно влияет на возможность корректно измерить шаг усталостной бороздки.

На данный момент имеется методика автоматического определения ширины усталостных бороздок, основанная на применении Фурье-преобразования и последующим статистическим анализом определения локальных максимумов [5]. В отличие от Фурье-преобразования, в данной работе для определения ширины усталостных бороздок использовано вейвлет-преобразование.

Методика основана на получении сигнала в виде профилей яркости вдоль направления развития трещины (перпендикулярно усталостным бороздкам, рисунок. 1 (а)). Далее на полученных профилях, представляющих собой функцию яркости от применяется вейвлет-преобразование для получения спектра мощности (рисунок 1 (б)). На практике по данному спектру невозможно определить периодичность сигнала. Поэтому следующим этапом полученный спектр мощности преобразуется в кумулятивный спектр. Проводя последующее дифференцирование, получаем спектр распределения локальных максимумов P(r), где r – период (рисунок 2). Находится экстремум функции P(r), при этом значение r для данного экстремума определяет размер, соответствующий шагу усталостных бороздок.

Для поверхности излома, приведенной на рисунке 1 получен экстремум, равный 0,24 мкм, что соответствует шагу усталостных бороздок.

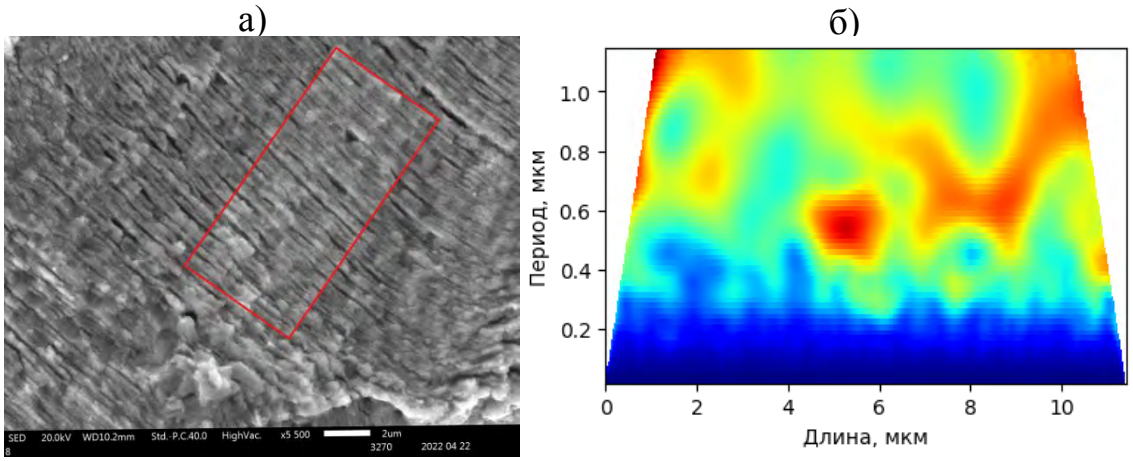


Рис.1. Поверхность исследования (а) и вейвлет-преобразование сигнала яркости изображения (б)

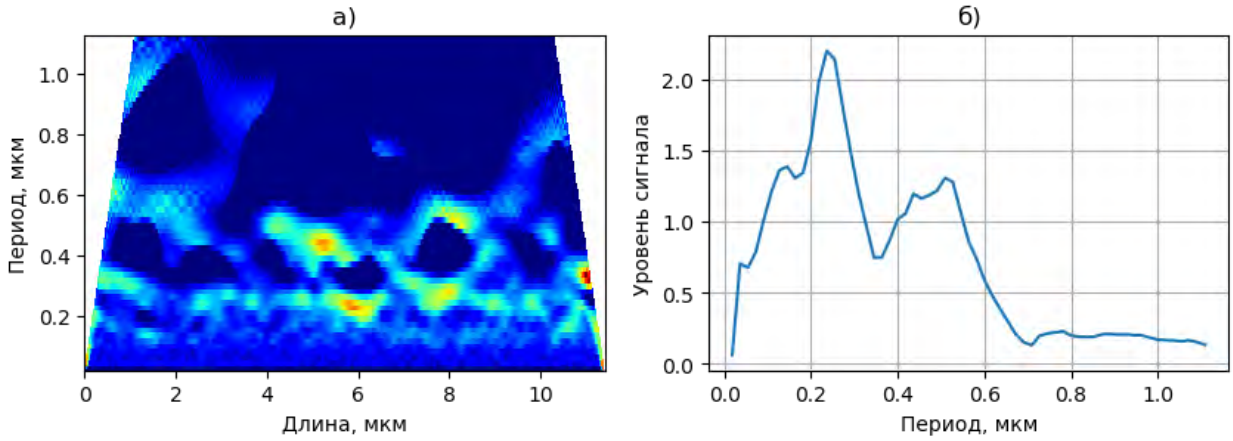


Рис.2. Спектр производной (а) и его осреднение (б)

На основе разработанной методики написана программа на языке программирования Python (рисунок 3). В качестве модуля для применения вейвлет-преобразования использовалась библиотека PyWavelets.

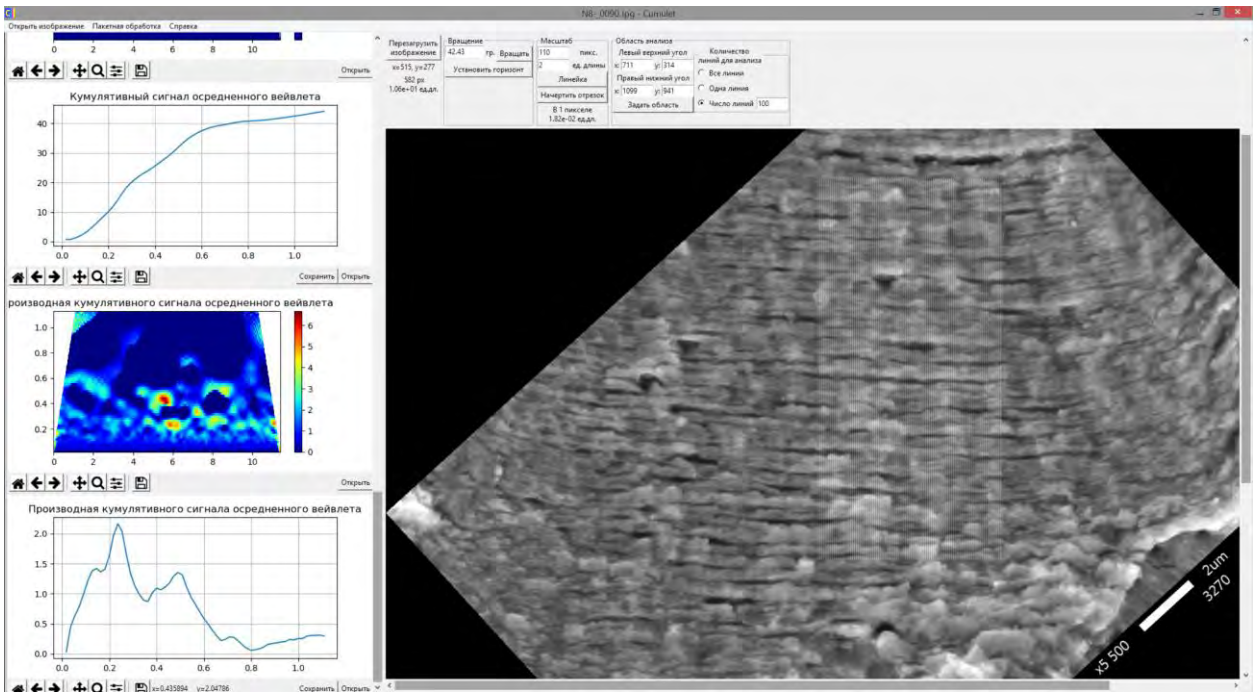


Рис.3. Интерфейс программы определения функции распределения локальных максимумов

Полученная методика применялась при обработке результатов циклических испытаний образцов из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП с крупностью гранул до 140 мкм. Образцы цилиндрической формы диаметром 12 мм содержали в себе внедренный концентратор в виде неметаллического включения, от которого развивалась трещина. Испытания проводились в «мягком» цикле нагружения при температуре 400 °С, коэффициент асимметрии цикла R = 0,1, максимальная нагрузка цикла 50 000 Н, частота 100 Гц.

При фрактографическом анализе определялись координаты очага зарождения трещины. Производился поиск участков, на которых можно наблюдать формирование усталостных бороздок. Для каждого локального участка излома фиксировались координаты, что позволило вычислить расстояние до очага и проводилось измерение шага усталостных бороздок в ручном режиме фрактографом и в автоматическом с помощью программы. Полученная зависимость размера шага усталостных бороздок (прироста трещины за один цикл нагружения) от расстояния до очага позволяет определить характеристики скорости роста трещины усталости.

Общий вид излома образца показан на рисунке 5. Зарождение трещины произошло от внедренного концентратора. Пронумерованными областями указаны участи излома, на которых проводилось измерение усталостных бороздок.

На рисунке 6 приведена зависимость скорости роста трещины от расстояния до очага, определенная ручным и автоматическим способами.

Применение разработанной методики значительно сокращает как время обработки фрактографических данных, так и уменьшает влияние человеческого фактора. Разница результатов по измерению шага усталостных бороздок, полученных с помощью программы и при ручном измерении может заключатся в том, что при ручном измерении анализируется гораздо меньшая область излома, чем при автоматическом.

Вместе с тем необходимо помнить, что программа не измеряет только усталостные бороздки, а обрабатывает любые структуры, имеющие периодичность. Такими структурами на изломах помимо усталостных бороздок являются квази-бороздчатый рельеф (псевдофасеточный рельеф, где линии отражают атомную структуру металла), мини-бороздки, формируемые внутри основных бороздок, пластинчатые структуры

титанового сплава и другие структурные элементы. Поэтому при использовании программы необходимо предварительно определить тип структуры излома.

В рамках данной работы разработана методика, основанная на вейвлет-преобразовании, и на ее основе создана программа для автоматизированного определения ширины шага усталостных бороздок на поверхности излома.

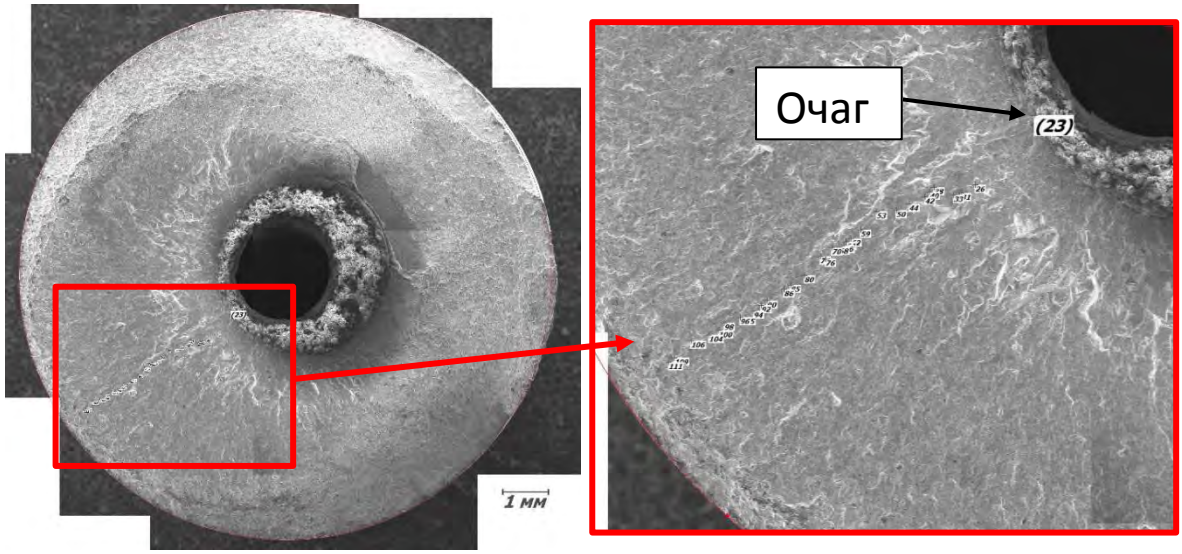


Рис.5. Поверхность излома образца

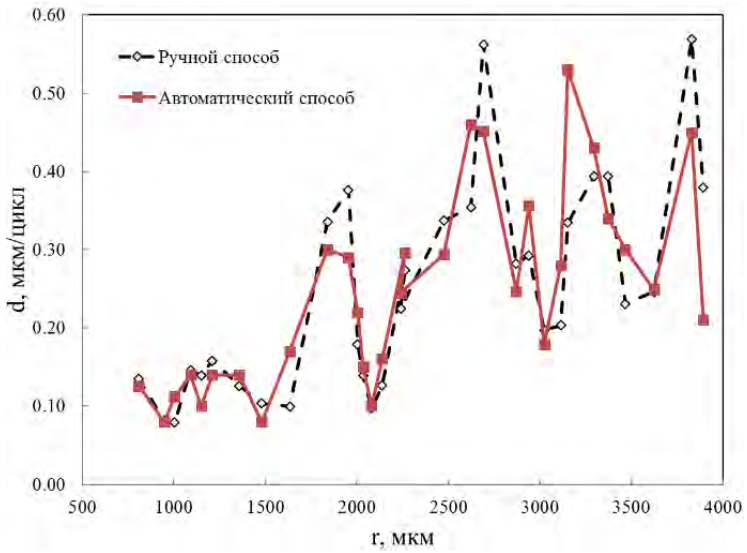


Рис.6. Скорость роста усталостной трещины от расстояния до очага в образце

Литература

1. McMillan J.C., Pelloux R.M.N. // Fatigue crack propagation under program and random loading. Fatigue Crack Propagation. 1967. ASTM STP 415. P. 505.

2. Laird C. // The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation. Fatigue Crack Propagation. 1967. ASTM STP 415. P. 131.

3. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Уфа: Монография, 2003. 802 с.

4. Туманов Н.В. // Механизм устойчивого роста усталостных трещин. Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов: Труды XXXV конференции «Актуальные проблемы прочности». Т.1. 1999. С. 307.

5. Артамонов М.А. // Методика определения периодичности рельефа изломов разрушенных материалов: Кристаллография, 2021, 4, 66, С.658-662.

УДК 621.822, 621.824, 62-251

ЯВЛЕНИЕ ОБКАТЫВАНИЯ ПОЛЫМ РОТОРОМ РАЗМЕЩЕННОГО ВНУТРИ НЕГО СТАТОРА

ROLLING PHENOMENON OF HOLLOW ROTOR SLIPPING ON INTERNAL STATOR

Никифоров А.Н. – к.т.н., с.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
e-mail: n.andre@mail.ru

Abstract. Dynamic features of a rotor that rolls without or with slipping of own inner surface on a rigid stator are discussed. Change in the whirling direction associated with the rolling of the rotor from backward to forward was experimentally confirmed, i.e. in the case of an internal type for limiter-stator in the direction of rotor rotation. Identification of dynamic behavior is made on the basis of eigenmodes, motion orbits of an eccentric point (on the rotor), Campbell diagrams and AFC.
Key words: shaft, contact, continuous/inseparable interaction, supersynchronous whirl.

Аннотация. Обсуждаются динамические особенности ротора, обкатывающего своей внутренней поверхностью жесткий статор. Экспериментально подтверждено изменение направления, сопряженного с обкаткой, прецессионного движения ротора с обратного на прямое, т.е. в случае ограничителя-статора внутреннего типа в сторону собственного вращения ротора. Идентификация динамического поведения выполнена на базе форм собственных колебаний, орбит перемещений эксцентрической точки (ротора), диаграмм Кэмпбелла и АЧХ.
Ключевые слова: вал, контакт, безотрывное взаимодействие, сверхсинхронная прецессия.

В некоторых вращающихся механизмах, в таких как центрифуги, стиральные машины и супермаховики (гиронакопители энергии), сравнительно жесткий ротор удерживается очень податливыми подшипниками. Закритическое функционирование и сложность применения вязких демпферов вынуждают вводить в конструкцию ограничители амплитуды колебаний ротора, т.е. его прецессии. Ограничитель работает только в нештатных ситуациях, когда прецессионная амплитуда превышает заданный зазор между ротором и ограничителем, т.е. статором. Обкатка ротором статора в расчетном положении предотвращает задевание ротора за статор в других местах. Жесткость ограничителя обычно намного больше, чем у подшипников. При этом иногда он представляет собой внутренний цилиндр внутри полого конца ротора (рис.1).

Вопреки простоте конструкции для системы «наружный ротор – внутренний статор» отсутствуют результаты математических и натурных моделирований её безотрывной динамики. И это – несмотря на достаточно обширную научно-техническую литературу по подобной проблеме для типичной системы ротора внутри статора [1].

На рис.1 ротор предполагается жестким и осесимметричным, а также опирающимся на неодинаковые линейно-упругие подшипники. Также показаны две характерные формы собственных колебаний ротора в таких условиях: 1 – цилиндрическая и 2 – коническая. Нехарактерная третья форма – это высокочастотное вращение со скоростями, когда возникает упругое деформирование самого ротора, т.е. в окрестности первой собственной или изгибной частоты ротора на жестких подшипниках.

В части сечений поперечные прецессионные движения жесткого ротора на упругих подшипниках мало отличаются от характерных для гибкого ротора на жестких подшипниках. Этот факт позволяет переносить результаты с одной роторной модели на другую. На рис.2 показано сравнение ротора, ранее исследованного при различных

условиях его качения с проскальзыванием по статору-ограничителю внешнего типа [2], а также ротора, недавно экспериментально исследованного со статором-ограничителем внутреннего типа.

Изменение ранее материализованной установки было минимальным. Оно сведено к насадке на конец консольного стального вала длиной 645мм и диаметром 8мм полого алюминиевого цилиндра с внутренним рабочим диаметром 12мм, светодиодом, батарейкой-таблеткой на 3В и общей массой ≈20г, а также к замене концевой опоры с зазором (имевшей втулку с внутренним диаметром более 8мм) на подходящую по размерам опору из стали и оргстекла, в которой был жестко закреплен (внутри её втулки из оргстекла) стержень диаметром 10мм из фторопласта-4 или стали.

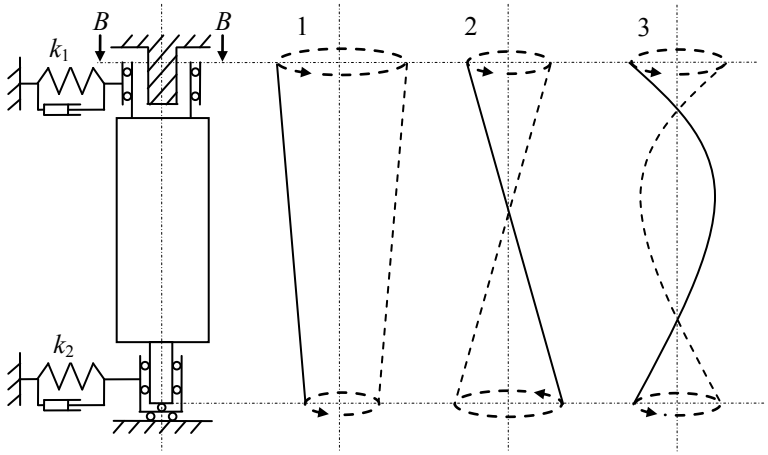


Рис.1. Схема жесткого ротора на упругих подшипниках со статором внутри

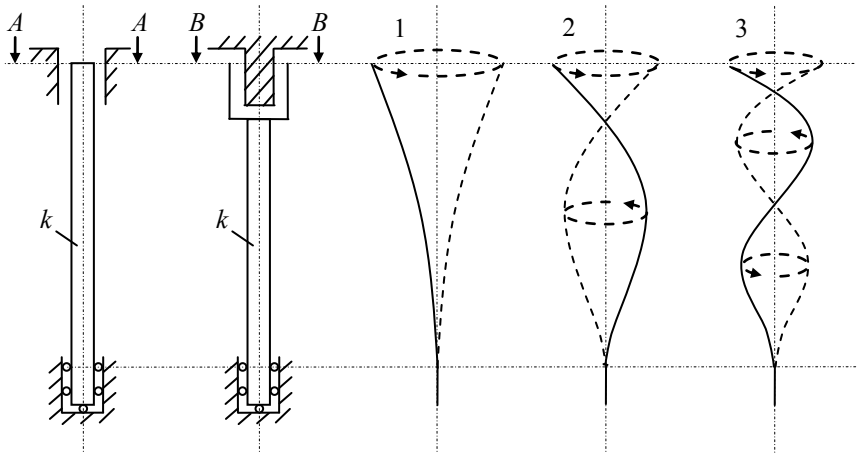


Рис.2. Схема экспериментального гибкого ротора на жестких подшипниках со статором снаружи и внутри

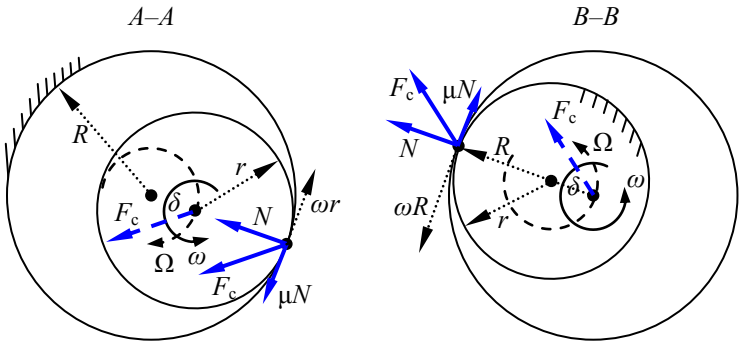


Рис.3. Контактные силы и направления прецессий ротора, обкатывающего своей внешней и внутренней поверхностью статор

Переходя к схемам контактного нагружения и безотрывного движения рассматриваемых систем (рис.3), можно заключить, что тип взаимодействия *B–B* предпочтительней типа *A–A*. В системе типа *B–B* результирующая F_c от нормальной контактной силы *N* и силы сухого трения μ*N* вызывает прецессию ротора в направлении вращения, что способствует уменьшению внутренних напряжений (в роторе). Однако отмеченное очевидное экспериментами не подтвердилось из-за сверхсинхронной положительной прецессионной скорости $\Omega>\omega$.

В общем, переделка ранее испытанного гибкого ротора в полый, точечное свечение на нём, прозрачность сооружённой внутренней опоры и фотосъемка с продолжительной выдержкой позволили наблюдать реальные траектории эксцентрика (рис.4), влияние геометрии зазора, направления, диапазоны (табл.1), скорости (рис.5,a) и амплитуды (рис.5,b) прецессий ротора, обкатывающего своей внутренней поверхностью статор.

Табл.1.

	Вертикальный, стальной, круглый (*r*=4мм) вал с полым цилиндром (на конце)							
Контактные характеристики системы в серии испытаний «обкаткой»	№ разгона - остановка	Отношение R/δ	Материалы		Наибольшая частота вращения f_{max}, Гц	Диапазоны R_i частот вращения с устойчивой обкаткой, наибольшие частоты Ω_i и амплитуды A_{max} прямой прецессии в соответствующих скоростных диапазонах		
			вала в месте контакта - стержня статора	Коэффициент трения скольжения (μ)		R_i, Гц	Ω_i, Гц	A_{max}, мм
	1	6	Алюминий – Ф4к	0.11	96	5÷49	51	0.31
						66÷96	54	0.3
	2	6	Алюминий – Сталь	0.2	88	5÷48	62	0.22
						71÷88	66	0.22
	3	6	Алюминий – Сталь	0.2	76	6÷48	68	0.21
						48÷52	186	0.27
						61÷76	341	0.29
						50÷22	98[1]	0.1
	4	6	Алюминий – Сталь	0.2	76	5÷60	69	0.29
						60÷76	180	0.39
	5	5.5	Алюминий – Сталь	0.2	83	4÷50	68	0.23
						50÷52	278	0.26
	6	5	Алюминий – Ф4к	0.14	92	5÷46	51	0.31
						75÷92	66	0.3
						54÷50	159	0.35
						50÷44	57	0.34
						44÷5	68	0.3
	7	4.33÷3	Алюминий – Сталь	0.2	79	5÷59	69	0.3
						30÷71	93[1]	0.17
Динамические характеристики (осредненные) системы	Низшие собственные частоты невращающегося вала после серии испытаний (Гц)					Коэффициент потерь внутри невращающегося вала после серии испытаний (η)		
	как неопертого		как опертого					
	10, 74, 212, 420		60, 191, 390			0.003		

В частности, орбиты всегда были с петлями, обращенными внутрь (к роторной оси). Направления траекторий всегда были прямыми, т.е. в сторону вращения ротора. Отношение r/δ, где $\delta=R-r$ - радиальный зазор между контактными поверхностями, *R* - радиус наружной (*r* - внутренней) контактной поверхности, задает максимальное число петель, т.е. в случае качения без проскальзывания. Дробь R/δ равна максимальному числу прямых прецессий (т.е. оборотов оси) ротора за один оборот его собственного вращения, а умножение R/δ на скорость вращения ω, дает угловую скорость чистого качения.

В обычной системе с ротором внутри и статором снаружи при явлении обкатки: петли траекторий обращены на периферию (от роторной оси), отношения R/δ и r/δ задают

наибольшее количество соответственно петель и обратных прецессий за каждое вращение ротора, произведение $\omega r/\delta$ равно скорости качения без скольжения.



Рис.4. Эволюция орбит эксцентрика при безотрывном прямом прецессионном движении «наружного» ротора по «внутреннему» статору с увеличением проскальзывания и скорости вращения (пуск №62)

В качестве «основного признака обкатки» принято возникновение сверхсинхронных прецессионных скоростей или частот $\Omega_i > R_i$ (табл.1). Например, в опыте №1 сверхсинхронное обкатывание зарегистрировано в фазе останова при частотах вращения примерно от 40 до 10Гц (рис.5). «Дополнительным признаком обкатки» являлось возникновение специфических траекторий движений эксцентрической точки ротора с внутрь-смотрящими петлями (рис.4). Как сопровождающие обкатку, также указаны в табл.1 подсинхронные прецессионные частоты $\Omega_i < R_i$ на основании того, что их значения мало отличаются от выявленных при сверхсинхронном движении, и для них характерны орбиты с одной и более обращенными к оси ротора петлями для любого его эксцентрика наряду с круговой прецессией самой роторной оси. Например, подсинхронное обкатывание наблюдалось при останове №1 и частотах вращения примерно от 100 до 65Гц (рис.5), в то время как при возникновении синхронного скольжения в диапазоне ≈65÷40Гц орбиты были круговыми.

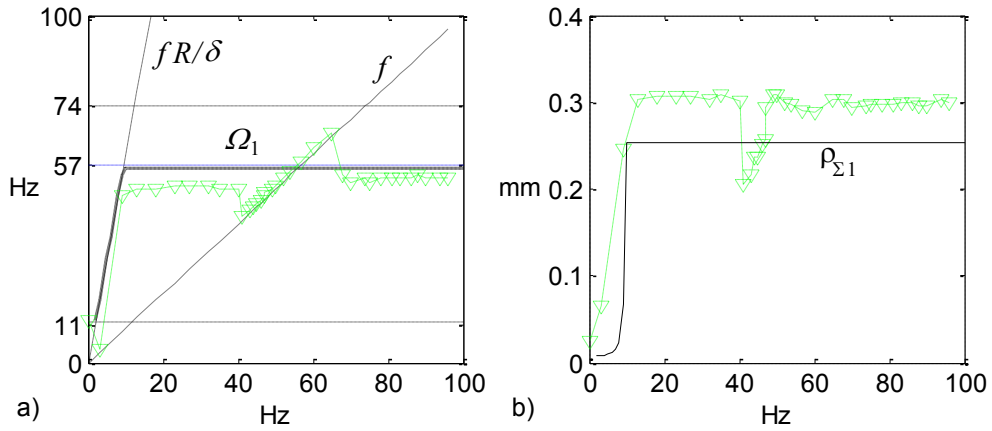


Рис.5. Измеренные при пуске №1 (▽) и теоретические частоты и амплитуды прецессии стального экспериментального ротора, обкатывающего «внутренний» статор, т.е. диаграмма Кэмпбелла ротора (a) и его амплитудно-частотная характеристика (по частоте вращения) – (b)

Литература

1. Никифоров А.Н. Аналитика состояния исследований по проблеме непрерывного контакта ротора со статором. Петрозаводск: МЦПП «Новая наука», 2022. 129 с.
2. Никифоров А.Н. Прикладная полуэмпирическая теория безотрывного движения ротора по статору. Санкт-Петербург: ООО "СУПЕР Издательство", 2021. 280 с.

УДК 602.17

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СПЕКТРА ПОЛЗУЧЕСТИ ПО СПЕКТРУ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЯ

DETERMINATION OF RETARDATION SPECTRA BY RELAXATION SPECTRA

Новоженова О. Г.[1] - к.т.н., с.н.с.
[1]ИМАШ РАН, г. Москва
e-mail: info-viniti@yandex.ru

Abstract. The characteristics of the transition from a liquid to a solid state during the curing of the composite significantly affect the damping properties of structures made of CM. In continuation of [1-2], the relations for analytical and discrete determination of creep and relaxation spectra are given, and the problems of the correctness of the solution are discussed.
Key words: linear visco-elasticity, relaxation and creep spectra, Prony method, Laplace transform

Аннотация. Характеристики перехода от жидкого к твердому состоянию в процессе отверждения композита существенно влияют на демпфирующие свойства конструкций из КМ. В продолжение [1-2] приведены соотношения для аналитического и дискретного определения спектров ползучести и релаксации, обсуждены вопросы корректности решения.
Ключевые слова: линейная вязко-упругость, спектры релаксации и ползучести, метод Прони, преобразование Лапласа

Прогнозирование долговечности деталей из полимерных материалов основывается, в частности, на результатах испытаний на ползучесть и релаксацию напряжений. Для ограничения трудоемких измерений используются расчетные методы, основанные на теории линейной вязко - упругости.

На основе известных соотношений вязко-упругости по модулю релаксации напряжений вязкоупругого материала G(t) можно определить модуль ползучести J(t) [3]:

$$(G*J)(t)=\int_0^t G(t-\tau)J(\tau)d\tau=(J*G)(t)=t \qquad (1)$$

Для решения интегрального уравнения свертки (1) необходимо использовать обращение преобразования Лапласа, что не всегда возможно аналитически. К тому же, вычисление J(t) по экспериментально определенной G(t) весьма чувствительно к погрешностям исходных данных[4]. Показано, что требование адекватности аналитической аппроксимации экспериментальной кривой релаксации функцией Кольрауша, ядро которой является частной модификацией Э-функции Работнова, связанной с функцией Миттаг-Леффлера $E_{\alpha,\beta}(\pm\lambda t)$ [5], приводит к широкому разбросу значений параметров аппроксимирующего выражения и, соответственно, значительному расхождению расчетных кривых ползучести на основе одной и той исходной экспериментальной кривой релаксации. Кстати, приведем новые результаты, полученные [6] для обращения преобразования Лапласа

иррациональных функций с произвольной степенью с помощью дробной производной дельта-функции Дирака $\frac{d^q\delta(t-0)}{dt^q}$ при $q \in R^+$

Таблица. 1.

№ п/п	$F(s)=L\{f(t)\}=\int_0^\infty f(t)e^{-st}dt$	$f(t)=L^{-1}\{F(s)\}$
1	$s^q \quad q \in R^+$	$\frac{1}{\Gamma(-q)}\frac{1}{t^{q+1}}=\frac{d^q\delta(t-0)}{dt^q}$
2	$\frac{s^q}{(s^\alpha \mp \lambda)^\alpha} \qquad \alpha,q \in R^+$	$\frac{1}{\Gamma(\alpha)}\frac{d^q}{dt^q}[t^{\alpha-1}e^{\pm\lambda t}]$
3	$\frac{s^q}{s^{\alpha\mp\lambda}} \qquad \alpha<q<2\alpha \in R^+$	$\frac{1}{\Gamma(-q+\alpha)}\frac{1}{t^{q-\alpha+1}} \pm \lambda t^{2\alpha-q-1}E_{\alpha,2\alpha-q}(\pm\lambda t^\alpha)$
4	$\frac{s^q}{s^{1\mp\lambda}} \qquad 1<q<2$	$\frac{1}{\Gamma(-q+1)}\frac{1}{t^q} \pm \lambda t^{1-q}E_{1,2-q}(\pm\lambda t)$
5	$\frac{s^q}{s^\alpha \mp \lambda} \qquad \alpha<q \in R^+$ $n\alpha<q<(n+1)\varepsilon, n \in N$	$\sum_{j=1}^{n}(\pm\lambda)^{j-1}\frac{1}{\Gamma(-q+j\alpha)}\frac{1}{t^{q-j\alpha+1}}+(\pm\lambda)^n t^{(n+1)\alpha-q-1}E_{\alpha,(n+1)\alpha-q}(\pm\lambda t^\alpha)$
6	$\frac{s^q}{s\mp\lambda} \qquad 1<q \in R^+$ $n<q<n+1, n \in N$	$\sum_{j=1}^{n}(\pm\lambda)^{j-1}\frac{1}{\Gamma(-q+j)}\frac{1}{t^{q-j+1}}+(\pm\lambda)^n t^{(n+1)\alpha-q-1}E_{\alpha,(n+1)\alpha-q}(\pm\lambda t^\alpha)=$ $=\frac{d^q}{dt^q}e^{\pm\lambda t}$

Использование дискретных спектральных представлений позволяет получить кривую ползучести по измеренной кривой релаксации с той же точностью, с которой проводился исходный эксперимент, при условии не превышения погрешности аппроксимации ошибки эксперимента.

Разложение G(t) в ряд Прони имеет вид[7]:

$$G_N(t)=g_0+\sum_{k=1}^{N}g_k\exp(-\frac{t}{\tau_k}), \qquad g_k \geq 0, \tau_k > 0.$$

Так как для вязко - упругого тела $g_0 > 0$, то

$$J_N(t)=j_0-\sum_{k=1}^{N}j_k\exp(-\frac{t}{\lambda_k}), \qquad j_k \geq 0, \lambda_k > 0.$$

Здесь величины τ_k и λ_k, при k=1,2,…..,N, соответственно, времена релаксации и ретардации (запаздывания), удовлетворяющие условиям: $0 < \tau_1 < \tau_2 < ... < \tau_N$ и $0 < \lambda_1 < \lambda_2 < ... < \lambda_N$. Для вязко - упругих жидкостей g_0=0, поэтому

$$J_N(t) = j_0 t + j_1 - \sum_{k=2}^{N} j_k \exp(-\frac{t}{\lambda_k})$$

Для вычисления значений j_k через g_k и наоборот используем преобразование Лапласа, которое для интегрируемой функции f на полуоси $[0,\infty)$ определяется формулой

$$\widehat{f}(s) = \int_0^{\infty} f(t)\exp(-st)dt \qquad (s > 0).$$

Применяя преобразование к (1), имеем

$$\widehat{G}(s)\cdot\widehat{J}(s) = s^{-2}\ , \qquad (s > 0).$$

Преобразование Лапласа для $\alpha \geq 0$ экспоненту $\exp(-\alpha t)$ переводит в $(s+\alpha)^{-1}$, а ряды Прони превращает в алгебраические уравнения с $\widehat{G}_N(s)$ и $\widehat{J}_N(s)$ - рациональными функциями от s.

Сводка полученных результатов приведена в табл. 2.1 и табл. 2.2.

Табл.2.1

$G_N(t) \mapsto J_N(t)$	
$G_N(t) = g_0 + \sum_{k=1}^{N} g_k \exp(-\frac{t}{\tau_k})$	$J_N(t) = j_0 - \sum_{k=1}^{N} j_k \exp(-\frac{t}{\lambda_k})$
Твердое тело: g_0>0	$j_k = \left(\sum_{i=0}^{N} \frac{g_i \beta_k^2}{(\alpha_i - \beta_k)^2}\right)^{-1} (1 \leq k \leq N),\ j_0 = g_0^{-1}$
Жидкость: g_0=0	$J_N(t) = j_0 t + j_1 - \sum_{k=2}^{N} j_k \exp(-\frac{t}{\lambda_k})$
	$j_k = \left(\sum_{i=0}^{N} \frac{g_i \beta_k^2}{(\alpha_i - \beta_k)^2}\right)^{-1} \quad (k \geq 2),$ $j_0 = \left(\sum_{k=1}^{N} g_k \alpha_k^{-1}\right)^{-1},\ j_1 = \left(\sum_{i=1}^{N} \frac{g_i}{\alpha_i}\right)^{-2} \left(\sum_{i=1}^{N} \frac{g_i}{\alpha_i^2}\right).$

Табл.2.2

$J_N(t) \mapsto G_N(t)$	
$G_N(t) = g_0 + \sum_{k=1}^{N} g_k \exp(-\frac{t}{\tau_k})$	$J_N(t) = j_0 - \sum_{k=1}^{N} j_k \exp(-\frac{t}{\lambda_k})$
$g_k = \left(\sum_{i=0}^{N} \frac{j_i \alpha_k^2}{(\alpha_k - \beta_i)^2} \right)^{-1}$ $(1 \le k \le N) \quad g_0 = j_0^{-1}$	Твердое тело: $g_0>0$
$g_k = \left(\frac{2j_0}{\alpha_k} - j_1 + \sum_{i=0}^{N} \frac{j_i \alpha_k^2}{(\alpha_k - \beta_i)^2} \right)^{-1}$ $(1 \le k \le N)$	Жидкость: $g_0=0$

Литература

1. Новоженова О.Г. Определение спектров релаксации напряжения в композитах // 5-я Международная НТК «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКом – 2020): Сб. трудов (Москва, 27-29 октября 2020 г.). М: Изд-во ИМАШ РАН, С. 184.
2. Новоженова О.Г. Оптимизация демпфирующих свойств композитов // 5-я Международная НТК «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКом – 2020): Сб. трудов (Москва, 27-29 октября 2020 г.). М: Изд-во ИМАШ РАН, С. 188.
3. Ферри Дж. Вязкоупругие свойства полимеров. – М.: Изд-во ИЛ, 1963. −662 с.
4. Тейшев А.Е., Куценко М.А., Гуринович Л.Н., Калашник В.В., Малкин А.Я. Ползучесть поликарбоната. Эксперимент и расчет по релаксационным кривым // Высокомолекулярные соединения, 1991, А33, № 4, С.899-905.
5. Sorzia A. Modelling of Creep and Stress Relaxation Test of a Polypropylene Microfibre by Using Fraction–Exponential Kernel // Modelling and Simulation in Engineering. 2016, Article ID 3823047, 7p. DOI: 10.1155/2016/3823047
6. Makris N. The fractional derivative of the Dirac delta function and new results on the inverse Laplace transform of irrational functions // arXiv:2006.04966v1 [math-ph] 8 Jun2020
7. Loy R.J., de Hoog F.R., Anderssen R.S. Interconversion of Prony series for relaxation and creep // Journal of Rheology 2015. V.59, P.1261. DOI: 10.1122/1.4929398

УДК 620.1.08+531.7:535.417

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ПРИМЕНЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ[1]

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL RATIONALE FOR USING OF THE DYNAMIC INDENTATION FOR RESIDUAL STRESSES DETERMINATION

Одинцев И.Н. – к.т.н., в.н.с., **Плугатарь Т.П.** – м.н.с.,
Разумовский И.А. – д.т.н., г.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук
e-mail: Tplugatar@gmail.com

Abstract. The article discusses various aspects of the use of dynamic indentation as a tool for determining residual stresses on the surface of structural elements. Numerical modeling of the problem was performed by the finite element method. Experimental testing of the proposed approach was carried out using a high-precision method of pattern speckle interferometry.
Key words: residual stress, indentation method, numerical simulation, speckle pattern interferometry.

Аннотация. В статье рассматриваются различные аспекты применения динамического индентирования как инструмента для определения остаточных напряжений на поверхности элементов конструкций. Численное моделирование задачи выполнялось методом конечных элементов. Экспериментальная апробация предложенного подхода осуществлялась с применением высокоточного метода спекл-интерферометрии.
Ключевые слова: остаточные напряжения, метод индентирования, численное моделирование, спекл-интерферометрия.

Одним из обязательных условий для обоснованного прогнозирования ресурса элементов конструкций является наличие достоверной информации об их фактической нагруженности с учетом изначально присутствующих в материале остаточных (технологических) и/или начальных (сборочных) напряжений. Надежные количественные сведения об этих факторах получают, как правило, с помощью экспериментальных исследований [1-3]. Наиболее универсальным инструментом для этого служит известный метод засверловки малых зондирующих отверстий. Прогрессивной тенденцией последнего времени является его сочетание с бесконтактными высокоточными оптико-интерференционными средствами регистрации деформационных откликов тела [4]. При этом с использованием специального мобильного оборудования эксперименты могут выполняться непосредственно на действующих объектах [5].

Главный недостаток такого подхода, который в ряде случаев оказывается критичным, заключается в образовании в результате операции измерения неизбежных геометрических дефектов, представляющих собой концентраторы для нерелаксированных компонент локальных напряжений. В качестве перспективной альтернативы сверлению отверстий может рассматриваться вдавливание в поверхность тела малоразмерного жесткого индентора. Это обеспечивает практически неразрушающий характер испытаний, выполняемых, в частности, в плане мониторинга текущего механического состояния эксплуатируемых конструкций. При этом в техническом аспекте наиболее эффективным здесь является метод динамического (ударного) индентирования.

В обоснование предлагаемого подхода был выполнен цикл модельных расчетов [6]. Первоначально с помощью метода конечных элементов решалась прямая задача о динамическом взаимодействии упругого стального сферического тела (диаметром 5 мм) с

[1] Работа поддержана РНФ; проект № 18-19-00351.

упругопластическим «полупространством». Непосредственно расчетная модель тела имела вид прямоугольного параллелепипеда габаритами 50×50×25 мм, рис. 1. (Материал – алюминиевый сплав.) К его боковым граням (x = ± 25 мм, y = ± 25 мм) прикладывались известные напряжения σ_x^* и σ_y^*. Скорость движения индентора в момент его соприкосновения с поверхностью тела принималась равной 20 м/сек. В результате было показано, что имеющие место при заданных условиях значения компонент остаточных перемещений в ближней зоне от точки удара имеют порядок микрометров, то есть соответствуют чувствительности метода спекл-интерферометрии, предполагаемого к использованию в практических работах.

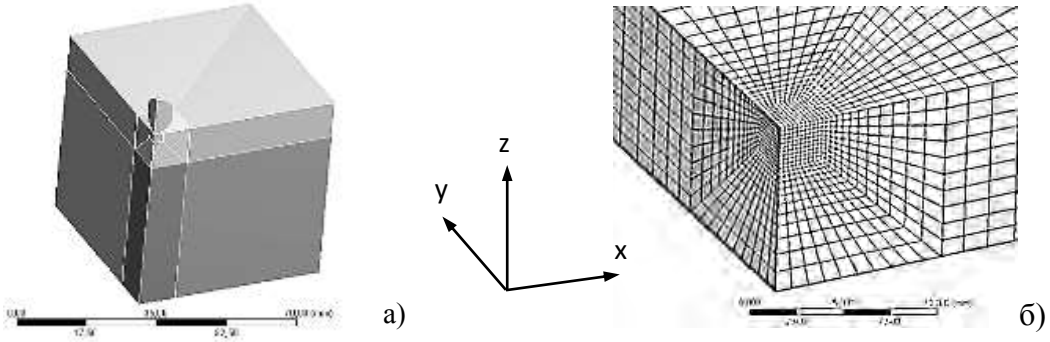


Рис. 1 – Схема модельного тела (а) и ее сеточное разбиение в окрестности центра ударного воздействия (б).

На следующем этапе решалась серия обратных задач, направленных на восстановление значений параметров нагруженности σ_x и σ_y на основе обработки массива псевдоэкспериментальных (модельных) данных – расчетных полей тангенциальных (u^*, v^*) и/или нормальных (w^*) перемещений. Достижение результата базировалось на поиске минимума расхождения между их «экспериментальными» значениями (с введенными модельными погрешностями δ_e известного уровня) и результатами точных прямых вычислений при варьируемых параметрах напряженного состояния тела [7]. В итоге производились статистические оценки величин (в относительном выражении) математического ожидания M и дисперсии D для компонент определяемых напряжений. Полученные результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты решения обратной задачи: восстановление параметров напряженного состояния в точке индентирования.

№ №	Условия проведения расчетов			Результаты			
				$M, \%$		$D, \%$	
	σ_x^*, σ_y^*, МПа	задействованные компоненты поля перемещений	δ_e, %	σ_x/σ_x^*	σ_y/σ_y^*	σ_x/σ_x^*	σ_y/σ_y^*
1	0; 200	u^*, v^*	20	0,01	0,08	0,01	0,10
2	100; 200	u^*, v^*	20	7,06	-6,22	19,04	17,62
3	100; 200	u^*, v^*	30	31,98	-20,4	44,46	26,88
4	0; 200	w^*	20	1,77	-0,11	2,40	0,10
5	100; 200	w^*	20	3,21	-0,60	9,33	0,61
6	100; 200	w^*	30	4,87	-1,60	9,57	19,07
7	100; 200	u^*, v^*, w^*	20	4,49	-3,52	16,07	13,83

Экспериментальное обоснование предлагаемого подхода на данном этапе работ заключалось в демонстрации практической применимости метода спекл-интерферометрии

для регистрации деформационных откликов на заданный вид пробного воздействия. Объектом исследования являлась балка-полоса из алюминиевого сплава Д16Т с габаритами 16×52×320 мм, предварительно подвергнутая трехточечному упругопластическому изгибу максимальной нагрузкой $P_{max} = 26$ кН (рис. 2). Остаточный прогиб в центре балки (в точке приложения силы) составил $\Delta_{max} = 10{,}6$ мм.

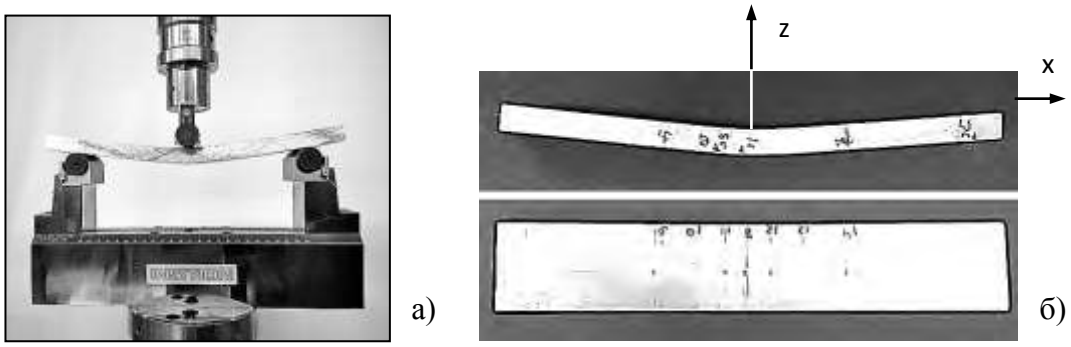


Рис. 2 – Предварительное упругопластическое деформирование (а) и окончательный вид (б) образца для тестовых испытаний.

Задействованный в работе спекл-интерферометр (рис. 3а) обеспечивал регистрацию полей тангенциальные перемещений $u(x,y)$ и $v(x,y)$ в виде соответствующих картин полос. Напомним, что, по существу, единицей измерения здесь является длина волны λ используемого лазерного излучения с коэффициентом, характерным для конкретной оптической схемы. В настоящей работе применялся твердотельный лазер, генерирующий излучение с длинной волны λ=0,532 мкм. Цена полосы на интерферограммах составляла 0,376 мкм. Пробное инденторное воздействие в заданных точках на поверхности образца (рис. 3б) обеспечивалось ударным механизмом датчика типа «G», входящего в состав промышленного портативного динамического твердомера «ИНАТЕСТ». Энергия удара составляла 90 мДж; масса ударника – 20 г; диаметр шаровидного наконечника индентора – 5 мм. (Материал наконечника – карбид вольфрама, твердость – 1600 HV.)

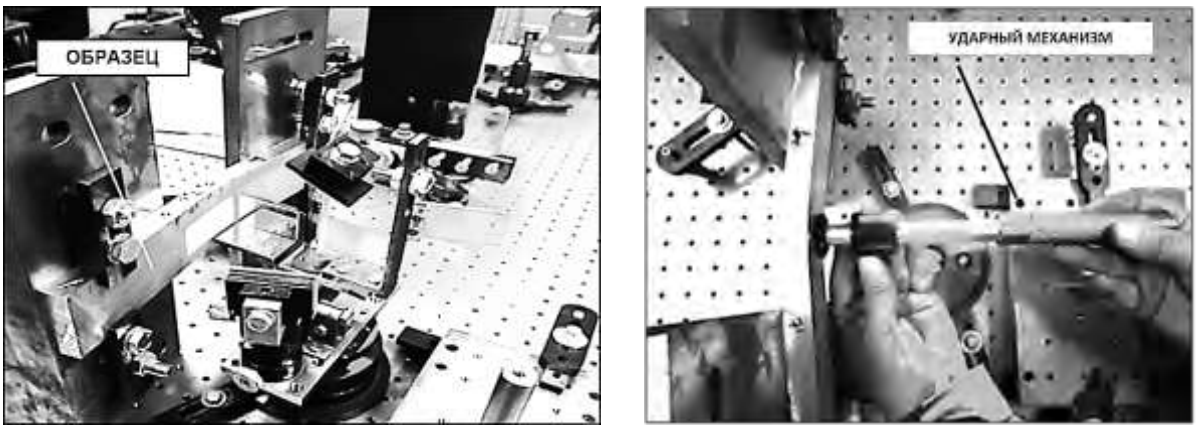
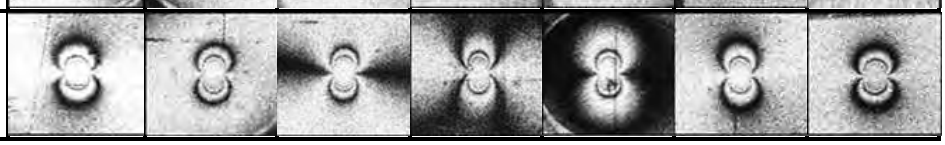


Рис. 3 – Оптическая схема спекл-интерферометра (а) и рабочий момент выполнения динамического индентирования (б).

В ходе работы производилась регистрация полей остаточных перемещений после выполнения индентирования в 14 точках – на различном расстоянии $x_и$ от центра на каждой из сторон образца (при $z_и = \pm 8$ мм), то есть в поле как растягивающих, так и сжимающих остаточных напряжений σ_x с разными абсолютными значениями. Полный набор зарегистрированных спекл-интерферограмм приведен в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты тестового эксперимента: картины полос полей перемещений, зарегистрированные в точках индентирования $(x_и, 0, z_и)$.

$z_и$, мм	картины полос	$x_и$, мм						
		-60	-35	-15	0	+15	+35	+60
+8	$u(x,y)$							
	$v(x,y)$							
-8	$u(x,y)$							
	$v(x,y)$							

Представленные экспериментальные результаты наглядно свидетельствуют о чувствительности визуализируемых картин полос как к величинам, так и знакам остаточных напряжений. При этом порядки перемещений в зоне индентирования согласуется с полученными выше расчетными оценками. Фактическая реализация процедуры интерпретации реальных опытных данных в терминах компонент напряжений, как рассмотренное ранее решение обратной задачи в упругопластической постановке, в настоящее время находится на стадии завершающей доработки.

Литература

1. Биргер И.А. Остаточные напряжения. – М.: ЛЕНАНД, 2015. – 234 с.
2. Чернышев Г.Н., Попов А.Л., Козинцев В.М., Пономарев И.И. Остаточные напряжения в деформируемых твердых телах. – М.: Наука. Физматлит, 1996. – 240 с.
3. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Автаев В.В., Котова Е.А. Разрушающие методы определения остаточных напряжений (обзор) // Труды ВИАМ. – 2021. – Т.103. – №9. – С.95–104.
4. Одинцев И.Н. Исследование поверхностных и объемных распределений остаточных напряжений с применением электронной цифровой спекл-интерферометрии // Перспективные методы поверхностной обработки деталей машин / Под ред. Москвитина Г.В. – М.: ЛЕНАНД, 2019. – С. 429–446.
5. Анискович Е.В., Москвичев В.В., Махутов Н.А., Разумовский И.А., Одинцев И.Н., Апальков А.А., Плугатарь Т.П. Оценка остаточных напряжений в лопастях рабочих колес гидроагрегатов // Гидротехническое строительство. – 2018. – № 11. – С. 48–54.
6. Razumovsky I.A., Chernyatin A.S., Pilipenko G.S. On application of dynamic indentation for estimating the burden of structural elements. // AIP Conference Proceedings. 14th International Conference on Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures, MRDMS 2020. Ekaterinburg, 2020. – P. 040029.
7. Чернятин А.С., Разумовский И.А. Методический подход и программа для оценки нагруженности, дефектности и деградации свойств материалов конструкций на основе обработки экспериментальных данных // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение. – 2017. – № 5 (116). – С. 64–74.

УДК 629.113.001.63178

РИСК-ОРИЕНТИРОВАННОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ

RISK-ORIENTED DESIGN IN MECHANICAL ENGINEERING

Панов А.Н.[1] – к.т.н., главный эксперт, **Юдина О.Н.**[2] – научный сотрудник
[1] ЮРС-РУСЬ, Санкт-Петербург
[2] ИМАШ РАН, Москва
e-mail a.panov@tut.by glafira625@bk.ru

Abstract. The article presents materials on the development of the methodology of the risk-based design system as a new stage in the development of project activities for effective and efficient competitiveness in the global engineering industry. For practical application of the methodology developed: appropriate risk management techniques; new types of documentation; state standards.

Key words: risk, design, engineering, methodology, efficiency.

Аннотация. В статье представлены материалы о методологии риск-ориентированного проектирования, как нового этапа в развитии проектной деятельности для результативного и эффективного обеспечения конкурентоспособности в мировом машиностроении. Для практического применения методологии разработаны: соответствующие методики управления рисками; новые виды документации; государственные стандарты.

Ключевые слова: риск, проектирование, машиностроение, методология, эффективность.

В настоящее время деятельность человечества сопровождается: существенным сокращением ресурсов; многократным усложнением техники и технологий, в том числе с наличием встроенного программного обеспечения; существенно нелинейными процессами функционирования и деградации техники; мировым разделении труда стран с различным уровнем инженерной и производственной культуры; ростом техногенных, природных и социальных рисков; уменьшением сроков проектирования и выхода на рынок в конкурентной среде [1, 2].

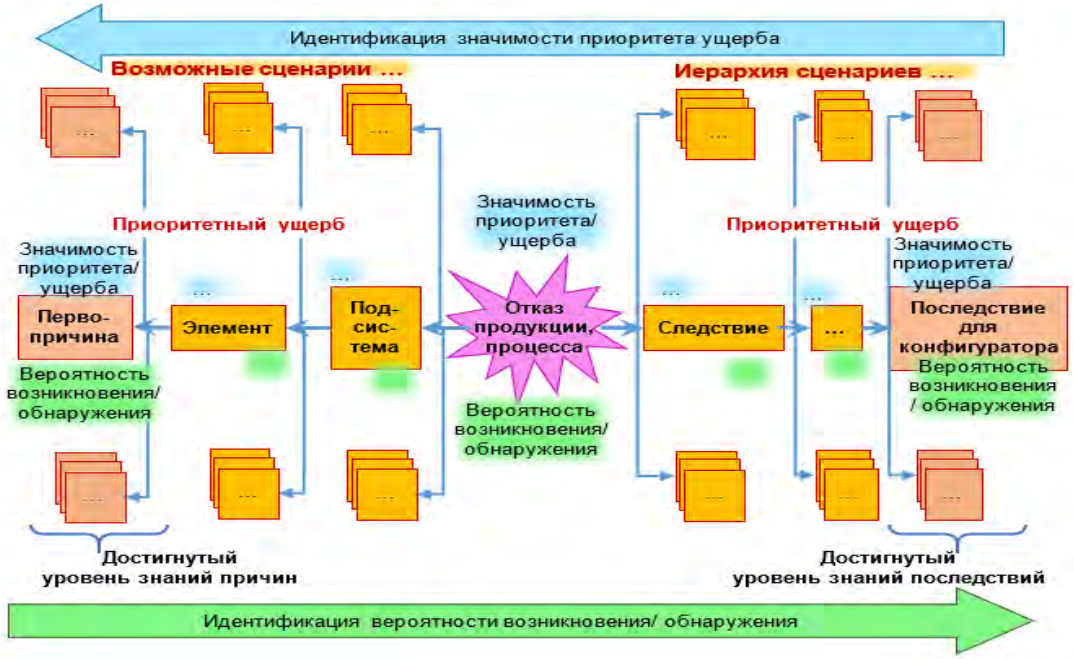


Рис. 1. – Идентификация цепей причинно-следственных связей источников отказов «подсистема – элемент – первопричина» и их результатов «следствие – ... - последствие для конфигуратора» на основе менеджмента знаний. Сдвоенное дерево индукции/ дедукции

Первоисточником техногенных, природных и социальных рисков является несоответствующая информация, используемая при проектировании и применении техники и технологий. Традиционное проектирование, основанное на детерминированном, допусковом/ статистическом, вероятностном подходах, не адекватно глобальным планетарным изменениям и не позволяет достигать приемлемых рисков. Актуальные вопросы и решения комплексной проблемы жизнедеятельности и жизнеобеспечения, методы достижения приемлемых рисков, а также оценки и управления дифференцированными и интегральными рисками (в том числе качество, надежность и безопасность) представлены в многотомном издании «Безопасность России» [1, 2].



Рис. 2. Пятикомпонентная модель оптимизации зависимостей «вероятность-ущерб» -«качество-цена» - «вариация-ущерб» при риск-ориентированном подходе.

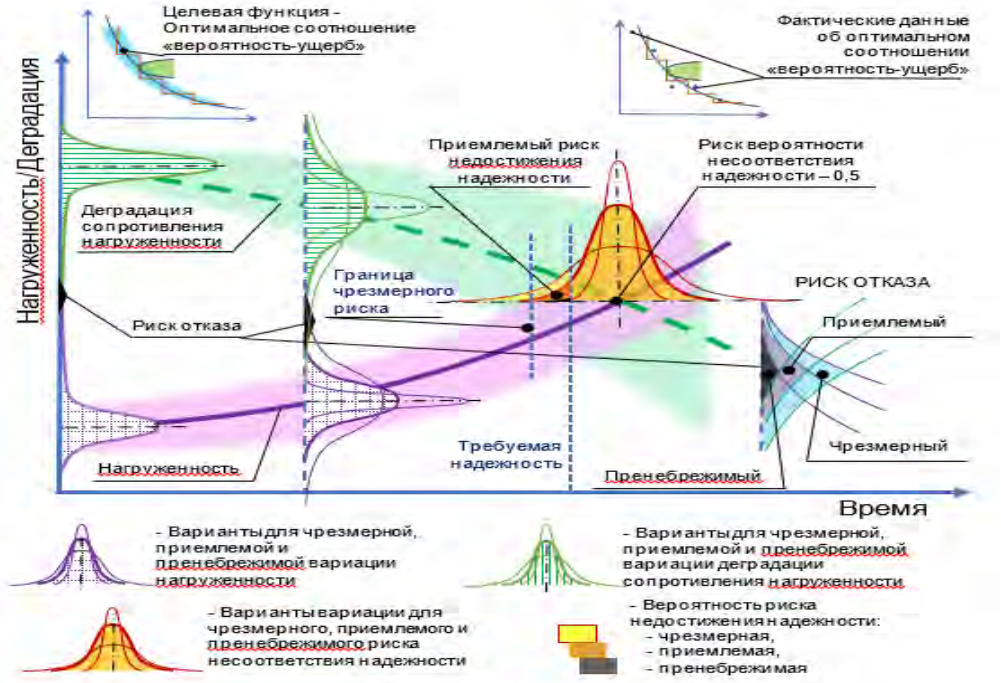


Рис. 3. Модель оптимизации обеспечения надежности для невосстанавливаемой продукции – «нагруженность / деградация - время» с учетом рисков

Предложено фундаментальное изменение существующих (ISO/IEC Guide 2:2004, № 184-ФЗ от 27.12.2002 г; № 162-ФЗ от 29. 06. 2015 г.; ISO 9000; ГОСТ 27.002-89) определений терминов «качество», «надежность», «стандарт» и «стандартизация», позволяющее эффективным образом обеспечивать достижение целей в риск-

ориентированной фрактально-аттракторной парадигме: «***Качество*** - степень соответствия набора присущих характеристик объекта требованиям, ***ДОСТИГНУТАЯ ПРИ ПРИЕМЛЕМОМ РИСКЕ ДЛЯ ЗАИНТЕРЕСОВАННЫХ СТОРОН в жизненном цикле объекта***»; «***Надежность*** – это свойство объекта сохранять во времени в установленных пределах значения всех параметров, характеризующих способность выполнять требуемые функции в заданных режимах и условиях применения, технического обслуживания, хранения и транспортирования ***ПРИ ПРИЕМЛЕМОМ РИСКЕ ДЛЯ ЗАИНТЕРЕСОВАННЫХ СТОРОН в жизненном цикле объекта***». В основе предлагаемой методологии риск-ориентированного проектирования - рассмотрение жизненного цикла техники (процессов создания, применения и др.) как сети процессов, сопровождающихся неопределенностями (событиями, вариациями и бифуркациями) и ущербами, т.е. рисками [4-8]. В настоящее время для достижения целей заинтересованных сторон не достаточно, традиционно применяемого проектирования которое основано на расчетах, испытаниях/ контроле, прогнозировании функционирования продукции и процессов [3–5]. Риск-ориентированное проектирование в зависимости от потенциального ущерба (для всей цепи создания и применения продукции) предусматривает управление неопределенностями (конструкции, технологии, процессами производства и эксплуатации) – вероятностями возникновения первопричин отказов для достижения приемлемых дифференцированных и интегральных ущербов для заинтересованных сторон (рис.1, рис. 2).

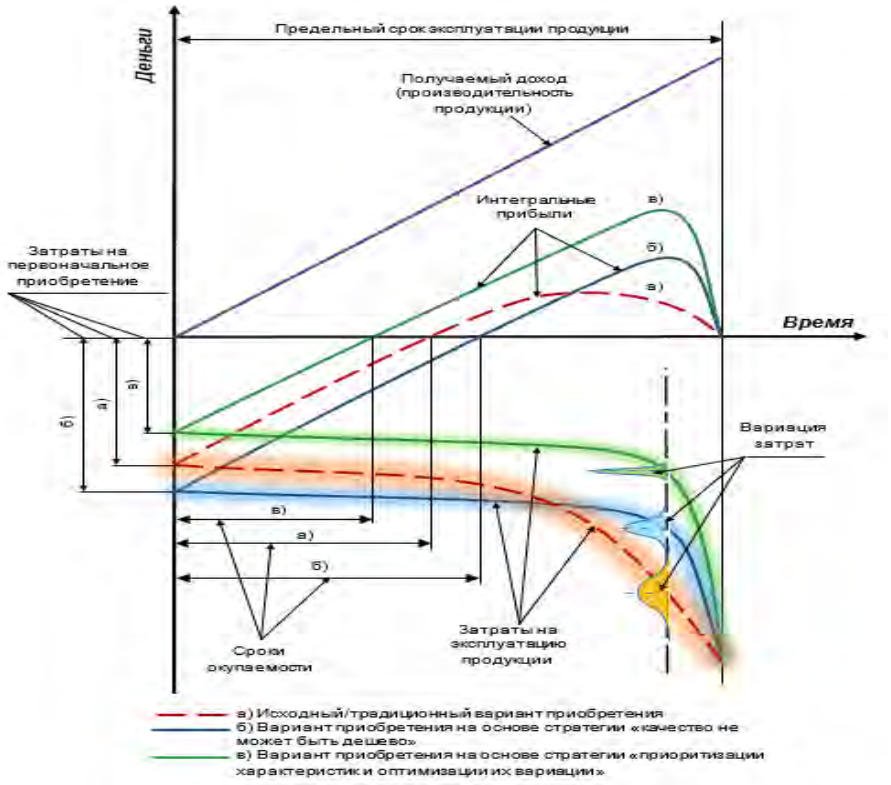


Рис. 4. Модель оптимизации эффективности в жизненном цикле продукции для организации и потребителя

Классическая модель оптимизации надежности соответственно будет преобразована и сфокусирована (рис. 3.) на достижении в жизненном цикле техники и технологий приемлемых рисков для заинтересованных сторон. При заданных требованиях к результативности техники и технологий оптимизация эффективности для заинтересованных сторон при риск-ориентированном проектировании будет достигаться за счет приоритизации характеристик, а также обеспечения оптимальных величин вариаций и бифуркаций в жизненном цикле техники (рис. 4). Дальнейшее развитие риск-ориентированного подхода для машиностроения, в том числе научно-обоснованные методы управления рисками при проектировании и производстве, представлены в работах

[3-8]. Для практического применения методологии разработаны: соответствующие методики управления рисками; способы идентификации рисков для взаимосвязанных цепочек «источник/ первопричина отказа – отказ - следствие - последствие для заинтересованных сторон функционирования машины»; методы обозначений значимости ущерба в конструкторской и технологической документации на продукцию и процессы изготовления; новые виды документации; государственные стандарты (СТБ 16949, СТБ 1505, СТБ 1506, СТБ 2484, СТБ 2450, СТБ 2582 и др.). Для использования подходов, основанных на рисках, при создании техники и при подготовке инженерных кадров предложены соответствующие методики, разработаны государственные стандарты и учебные пособия [9-10].

Литература

1. Махутов Н.А. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Научные основы техногенной безопасности. / Под общ. ред. Махутова Н.А.- М.: МГФО «Знание», 2015, - 936 с., ил.
2. Махутов Н.А. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Техногенная, технологическая и техносферная безопасность / под общ. ред. Н. А. Махутова. – М. : МГОФ «Знание», 2018, – 1016 с. : ил.
3. Махутов Н.А. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Тематический блок «Безопасность железнодорожного транспорта». Техногенная безопасность подвижного состава железнодорожного транспорта. Раздел II Научный рук. издания чл. корр. РАН Н.А. Махутов, - М.: МГОФ «Знание», 2020.- 488 с.
4. Горбацевич, М.И. Проектирование транспортных средств: нагруженность, повреждение, ресурс: Монография/ М.И. Горбацевич, А.Н. Панов, С.М. Минюкович; Под общей ред. А.Н. Панова. – Мн.: «Технопринт», 2005г.-264 с.:ил.
5. Панов, А.Н. Научно-методические основы проектирования: системное обеспечение приемлемых рисков в автотракторосельхозмашиностроении: монография / А.Н. Панов, И.И. Осмола, И.В. Шкадрецов, В.Б. Ловкис, Л.А. Маринич; под общей ред. А.Н. Панова. – Минск: БГАТУ, 2009. – 486 с.: ил.
6. Махутов, Н.А. Анализ и нормирование безопасности мобильных машин на основе обеспечения приемлемых рисков / Н.А. Махутов, А.Н. Панов, О.Н. Юдина //Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций . – 2014, №2. -С. 76-89.
7. Development of models for risk analysis and optimization of risk reduction costs. A N Panov, D O Reznirov and O N Yudina. Published under licence by IOP Publishing Ltd. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Volume 1023, V International Scientific Conference "Survivability and Structural Material Science" (SSMS 2020) 27th-29th October 2020, Moscow Russia Citation A N Panov et al *2021* IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 1023 012019.
8. The development of models of risk assessment complex transport systems. N A Makhutov, A N Panov and O N Yudina. Published under licence by IOP Publishing Ltd. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Volume 1023, V International Scientific Conference "Survivability and Structural Material Science" (SSMS 2020) 27th-29th October 2020, Moscow Russia Citation N A Makhutov et al 2021 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 1023 012017.
9. Махутов, Н.А. Совершенствование научной базы и нормативного обоснования безопасности колесных мобильных машин / Н.А. Махутов, А.Н. Панов, О.Н //Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций . – 2021, №1. С. 34-43.
10. Технологическое обеспечение, машиностроительного производства: учебное пособие / В.А. Логвин, Ж.А. Мрочек, Е.В. Банковская, С.А. Шептунов, А.Н. Панов ; под ред. Ж.А. Мрочека. – Минск: РИВШ, 2021. -560 с.: ил.

УДК 539.3

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СОЕДИНЕНИЙ ПОЛИМЕРОВ[1]

MODELLING OF POLYMER COMPOUNDS FRACTURE TOUGHNESS

Перельмутер М.Н. – д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник
Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва
e-mail: perelm@ipmnet.ru

Abstract. The model of different materials joint with bridged interface crack is used to simulate fracture toughness of polymer-polymer adhesive bonding. It is assumed that bonds in the crack bridged zone between different polymers are formed by bundles of polymer molecules-activators of adhesion. The system of two singular integral-differential equations is used for evaluation of bond tractions for the interface bridged crack. Numerical experiments to evaluate the fracture toughness of a polymer joint were performed using a non-local two-parameter criterion for quasi-static crack growth with a bridged zone.
Key words: polymers, adhesion, crack bridged zone, bond deformation law, integral-differential equations, fracture toughness.

Аннотация. Для моделирования трещиностойкости адгезионного соединения полимеров используется модель трещины с концевой областью на границе соединения различных материалов. Предполагается, что связи в концевой области трещины на границе соединения материалов образованы пучками молекул полимера-активатора адгезии. Система сингулярных интегрально-дифференциальных уравнений используется для анализа напряженного состояния в концевой области трещины. Численные эксперименты для оценки трещиностойкости соединения полимеров выполнены с использованием нелокального двухпараметрического критерия квазистатического роста трещин с концевой областью.
Ключевые слова: полимеры, адгезия, концевая область трещины, закон деформирования связей, интегрально-дифференциальные уравнения, трещиностойкость.

Значительное повышение прочности адгезионного соединения различных полимеров происходит при использовании в качестве промежуточного слоя между ними специальных полимерных материалов, химически совместимых с каждым из них [1-2]. Молекулы такого молекулярного “клея” проникают в соединяемые материалы и образуют связи, значительно повышающие прочность соединения. При наличии на границе соединения полимеров зоны ослабленных связей или трещины, такие связи формируют и заполняют концевую область трещины. Полагается, что связи между полимерами являются однозвенными или многозвенными и образованы молекулами полимера-усилителя адгезии [2-3].

Для описания закона деформирования связей, образованных пучками молекул полимера со степенью полимеризации N и размером мономерного звена a_0 полагаем что, что связи деформируются упруго до определенной величины напряжения σ_m и соответствующего этому напряжению раскрытия трещины u_m. При раскрытии трещины $u > u_m$ закон деформирования связей становится нелинейным и напряжения в связях уменьшаются. Обозначим число однозвенных связей на единицу поверхности соединения материалов (плотность связей) R_1, а плотность многозвенных связей - R_2. В общем случае возможно присутствие обоих типов связей.

[1]Работа выполнена при финансовой поддержке программы №АААА-А17-117021310386-3.

Кривые деформирования связей в концевой области трещины, образованных пучками полимерных молекул при наличии однозвенных и многозвенных связей, определяются выражением [3]

$$\sigma(u)=\begin{cases} SR_1(1+\alpha\sqrt{N})u, & u<u_m \\ f^*R_1\left(1+\dfrac{\alpha\sqrt{N}}{\left(1+\dfrac{u-u_m}{h^*}\right)^2}\right), & u_m\le u\le u_{cr} \end{cases} \qquad (1)$$

где $\sigma(u)$ - напряжение в связи, S - жесткость сегмента полимерной цепи, $\alpha=R_2/R_1$, $f^*=kT/a_0$ - сила выдергивания полимерной цепи (k - постоянная Больцмана), $h^*=a_0\sqrt{N}$, u_{cr} - критическое раскрытие трещины при разрыве полимерной цепи.

Кривые деформирования связей в концевой области трещины при различных параметрах связей (плотность однозвенных молекулярных связей $R_1=10^{18}\,м^{-2}$, размер мономерного звена $a_0=0.5\cdot10^{-9}\,м$ полагались постоянными) приведены на рис.1-2. Уменьшение жесткости полимерной цепи S приводит к возрастанию начального участка линейно-упругого деформирования связей при постоянной величине максимальных упругих напряжений σ_m (см. Рис.1). Кривые деформирования связей для степеней полимеризации полимера-активатора адгезии $N=300,500,800,1000$ (см. рис.2) получены при допущении, что при изменении степени полимеризации жесткость участка полимерной цепи между берегами трещины не изменяется, ($S=0.005\,Н/м$). При постоянной жесткости молекулярных связей величина раскрытия трещины, определяющая изменение закона деформирования, является постоянной при возрастании степени полимеризации, $u_m=2.39\,нм$.

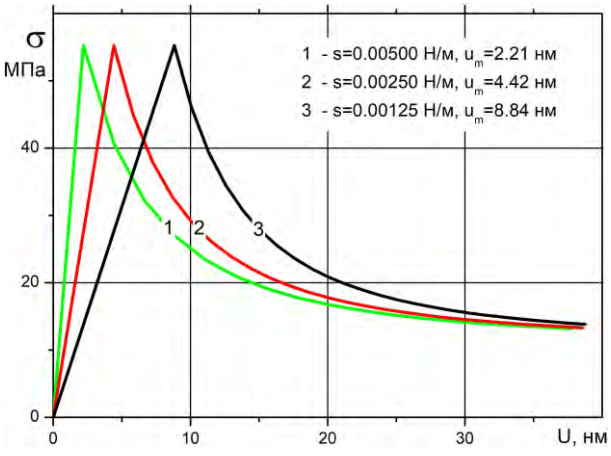


Рис. 1 Кривые деформирования многозвенных связей в концевой области трещины, изменение жесткости связи, $\alpha=0.2$, $N=400$, $T=400K$.

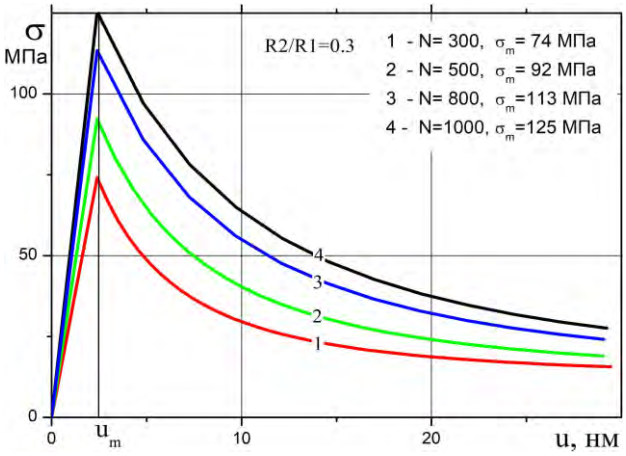


Рис. 2 Кривые деформирования многозвенных связей в концевой области трещины, изменение степени полимеризации, $T=433K$

Трещиностойкость соединений полимеров исследована в предположении, что на границе соединения материалов в адгезионном слое имеется трещина-дефект длины $2\ell=10^{-6}\,м$, заполненная однозвенными и многозвенными связями, с кривыми деформирования, приведенными на рис. 2. Для рассмотренных значений степени полимеризации принимаем, что критическое раскрытие на краю концевой области

трещины является постоянным - $u_{cr} = 10u_m$. Для каждого значения степени полимеризации и соответствующего закона деформирования связей выполнялся поиск состояния предельного равновесия трещины заданной длины с использованием нелокального критерия квазистатического роста трещин со связями в концевой области, учитывающего работу по деформированию связей в концевой области трещины [4-5]. Рассматривалось одноосное растяжение двумерной области, содержащей прямолинейную трещину, расположенную перпендикулярно направлению приложения нагрузки на границе соединения полуплоскостей с различными механическими свойствами. В рамках нелокального критерия состоянию предельного равновесия вершины трещины и края концевой области трещины соответствует выполнение двух условий:

а) достаточного $$G_{tip}(d,\ell) = G_{bond}(d,\ell), \quad (2)$$

б) необходимого $$u(x_o) = [u_x^2(x_o) + u_y^2(x_o)]^{1/2} = u_{cr}\ , \quad (3)$$

где $G_{tip}(d,\ell)$ – скорость высвобождения энергии деформации (поток энергии в вершину трещины); $G_{bond}(d,\ell)$ - скорость потребления энергии деформации связями в концевой области трещины; $u(x_0)$ - раскрытие трещины на краю концевой области с координатой x_0, u_{cr} - предельная длина связи, определяемая свойствами связей в концевой области трещины, может также зависеть от масштаба трещины (например, при изменении типа связей с ростом трещины).

Для использования критерия (2-3) предварительно определялось распределение усилий в связях в концевой области трещины методом сингулярных интегрально-дифференциальных уравнений. Результаты получены при следующих постоянных материалов подобластей: модули упругости $E_1 = 5\,ГПа$, $E_2 = 3\,ГПа$, коэффициенты Пуассона материалов $\nu_1 = \nu_2 = 0.35$, модуль упругости связей $E_b = E_2$, описание методики численного решения приведено в работах [4-6]. Из совместного решения системы уравнений (2-3) определялся размер концевой области d_{cr} и критическое внешнее напряжение σ_{cr} в состоянии предельного равновесия трещины. Скорость потребления энергии деформации связями $G_{bond}(d_{cr},\ell)$, полученная из совместного решения этих уравнений, является энергетической характеристикой сопротивления адгезионному разрушению, $G_{cr} = G_{bond}(d_{cr},\ell)$.

При возрастании степени полимеризации и фиксированном размере трещины критический размер концевой области трещины уменьшается (см. рис.3), что связано с увеличением удельной жесткости связей κ (жесткости на единицу площади поверхности), которая при наличии однозвенных и многозвенных связей в концевой области трещины определяется как [3]

$$\kappa = S\left(R_1 + R_2\sqrt{N}\right)$$

Площадь под кривой деформирования полимерных связей (рис.2), определяет адгезионную энергию разрушения G_b при выполнении условия автономности концевой области трещины, $d \square \ell$. Используя аналитическое описание кривых деформирования связей (1) получаем

$$G_b = \int_0^{u_{cr}} \sigma(u)\,du = 0.5\sigma_m u_m + f^* R_1 (u_{cr} - u_m)\left[1 + \frac{\alpha\sqrt{N}}{1 + \frac{u_{cr} - u_m}{h^*}}\right], \quad \sigma_m = \kappa u_m \quad (4)$$

Внешняя критическая нагрузка ($70\ \text{МПа} \le \sigma_{cr} \le 92\ \text{МПа}$) и адгезионная энергия разрушения G_{cr} в состоянии предельного равновесия трещины с концевой областью, полученные с использованием нелокального критерия разрушения (2-3), линейно возрастают при увеличении степени полимеризации, что качественно согласуется с результатами работы [7]. Величина адгезионной энергии разрушения, полученная в расчете (линия 1 на рис. 4), примерно на 15-20%, больше, полученной по формуле (4), см. рис.4, линия 2.

Методика формирования кривых в концевой области трещины, исходя из структуры молекулы полимера, является многопараметрической и позволяет строить микромеханические модели разрушения и анализировать влияние различных факторов на прочность и трещиностойкость соединений материалов. В частности, методика использована для исследования трещиностойкости соединений вида полимер-полимер, полимер-металл и полимер-керамика в предположении, что соединительный слой содержит молекулы полимера-усилителя адгезии с однозвенными и многозвенными связями.

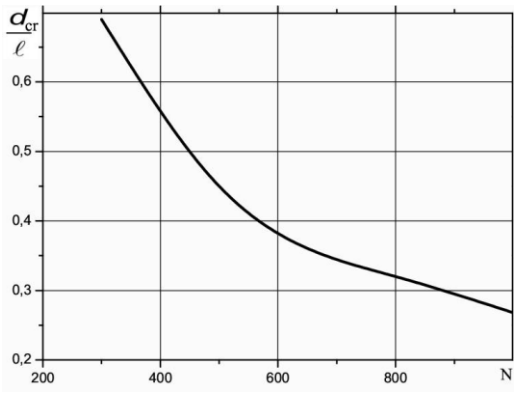


Рис. 3. Зависимость критического размера концевой области трещины от степени полимеризации N .

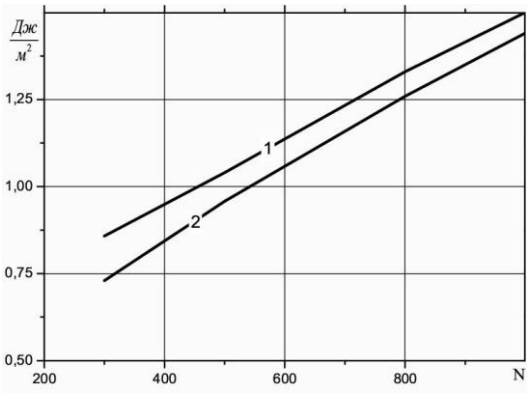


Рис. 4. Зависимость энергетической характеристики G_{cr} от степени полимеризации N

Литература

1. Creton C., Kramer E. J., Hui C. Y., Brown H. R. Failure mechanisms of polymer interfaces reinforced with block copolymers // Macromolecules. 1992. Vol. 25. no. 12. P. 3075-3088.
2. Ji H., De Gennes P. G. Adhesion via connector molecules: the many-stitch problem // Macromolecules. 1993. Vol. 26. no. 3. P. 520-525.
3. Перельмутер М. Н. Модель адгезионного соединения полимеров // Вестник Чувашского государственного педагогического университета им. И. Я. Яковлева. Серия механика предельного состояния. 2020. Т. 46, № 4. С. 131–137.
4. Гольдштейн Р.В., Перельмутер М.Н. Трещина на границе соединения материалов со связями между берегами. // Изв. РАН. МТТ. 2001. №1. С. 94-112.
5. Перельмутер М.Н. Критерий роста трещин со связями в концевой области // ПММ. 2007. Т. 71, Вып.1. С. 152-171.
6. Перельмутер М.Н. Трещина на границе раздела материалов с нелинейными связями в концевой области // ПММ. 2011. Т. 75. Вып.1. С. 152-173.
7. Creton C., Kramer E. J., Brown H. R., Hui C.-Y. Adhesion and fracture of interfaces between immiscible polymers: from the molecular to the continuum scale. 2002. Vol. 156 of Adv. Polym. Sci. - Molecular Simulation Fracture Gel Theory. P. 53–136.

УДК 602.17

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ И ТРЕНИИ

FATIGUE FAILURE OF METALS UNDER DYNAMIC LOADING AND FRICTION

Петрова И.М. - к.т.н., в.н.с**., Марченко Е.А. -** к.т.н., в.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: impetr@mail.ru

Abstract. The functions of the durability distribution (FRD) are considered in a wide range of the number of loading cycles from the low-cycle to the gigacycle region. The influence of surface dynamic processes arising from friction on the accumulation of fatigue failures is shown.
Keywords: fatigue resistance, durability distribution function, probability, wear, friction fatigue.

Аннотация. Рассмотрены функции распределения долговечности (ФРД) в широком диапазоне чисел циклов нагружения от малоцикловой до гигацикловой области. Показано влияние поверхностных динамических процессов, возникающих при трении на накопление усталостных повреждений.
Ключевые слова: сопротивление усталости, функция распределения долговечности, вероятность, износ, фрикционная усталость.

Значительный парк изделий машиностроения работает при динамическом нагружении, когда износ и усталостные разрушения в большой степени определяют их работоспособность и надежность. В этих условиях требуемый уровень надежности и долговечности механических систем, находящихся в эксплуатации, должен быть рассмотрен с учетом условий нагружения и степени влияния сопутствующих эксплуатационных факторов на накопление повреждений [1, 2, 3].

При моделировании усталостной долговечности и оценки соотношения «вероятность разрушения – напряжение – срок службы» следует учитывать два режима разрушения (поверхностный при мало и многоцикловой усталости и внутреннее при гигацикловой усталости [4] .В ряде случаев следует прибавить влияние износа на накопление повреждений.

Пример кривой усталости в широком диапазоне чисел циклов, полученной в работе [4] путем испытания (при ультразвуковых частотах) науглероженной цементированной стали Cr–Mn–Si представлен на рис.1, где показаны экспериментально обнаруженные и подтвержденные три режима отказа: I – первый режим, отказ, вызванный поверхностным дефектом, при высокой амплитуде напряжения (малоцикловая усталость); II – второй режим - отказ, вызванный поверхностным дефектом, когда действующие напряжения не превышают предела упругости (многоцикловая усталость); III – третий режим – отказ, вызванный наличием внутреннего включения, или образованием мелкозернистой области при низкой амплитуде напряжения (гигацикловая усталость). Кривые усталости при вероятностях разрушения P = 50%; 10% и 1% хорошо согласуются с экспериментальными данными, особенно для I и II режимов отказа, как показано на рис. 1. На рис.2 представлены функции распределения долговечностей, полученные в результате испытаний, проведенных в ИМАШ при плоском изгибе до базы 10^9 чисел циклов при регулярном и нерегулярном нагружении, соответствующем экспоненциальному закону распределения (σ_{-1} – предел усталости, соответствующий долговечности 10^7 циклов, σ_{amax} – максимальная амплитуда в блоке нагружения). Частота нагружения была равна 100 Гц. На рис. 3 представлены экспериментальные данные, полученные при испытании высокоуглеродистой хромистой стали для подшипников JIS:SUJ2[5].

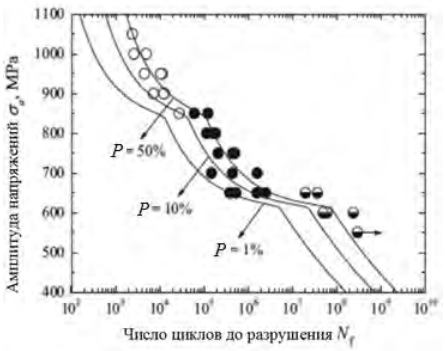


Рис.1. Пример кривой усталости в широком диапазоне чисел циклов нагружения

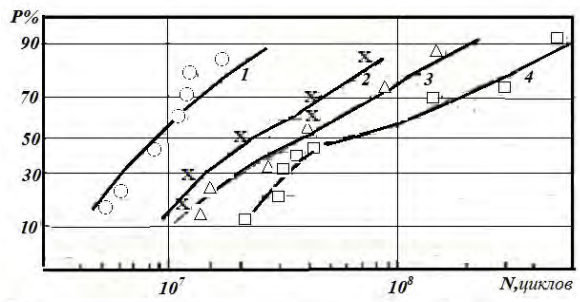


Рис. 2 Функции распределения долговечностей при программномнагружении для экспоненциального закона распределения
1- $\sigma_{amax} / \sigma_{-1}$ = 1,3; 2 - $\sigma_{amax} / \sigma_{-1}$ = 1,2;
3 - $\sigma_{amax} / \sigma_{-1}$ = 1,1; 4 - $\sigma_{amax} / \sigma_{-1}$ = 1,05

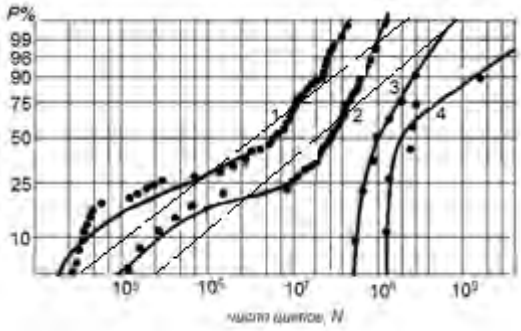


Рис.3.Функции распределения долговечностей высокоуглеродистой хромистой стали для подшипников (Код материала JIS:SUJ2)[6].
1- σ =1300 МПа;
2 - σ = 1200 Mna;
3 - σ = 1100 МПа;
4 - σ = 1000 МПа

Испытания показали два режима отказа: поверхностные при высоких уровнях напряжения и внутренние при низких уровнях напряжения с морфологией рыбьего глаза. При этом рассматриваются два статистических распределения, усталостной долговечности, связанной с поверхностными и внутренними повреждениями. Для описания функции распределения долговечностей использовали распределение Вейбулла. При наличии двух режимов отказа распределение Вейбулла описывается выражением:

$$F = p_1 \cdot F_1 + p_2 \cdot F_2 \qquad (1)$$

где F_1 и F_2, - долговечности, а p_1 и p_2 - вероятность возникновения отказа, с индексом 1 и 2, относящимся к первому и второму режиму соответственно). Вероятности возникновения, p_1 и p_2, оцениваются путем анализа экспериментальных данных, близких к напряжению перехода. При средних уровнях напряжений вероятность возникновения каждого режима разрушения определяется частотой его возникновения. На рисунке 3 показаны графики Вейбулла распределения усталостной долговечности, пунктирная линия указывает на обычное распределение Вейбулла и сплошная линия - распределение Вейбулла в смешанном режиме.

Так как при динамическом нагружении трещина достаточно часто начинает развивается от поверхности или в приповерхостной зоне, следует рассмотреть и оценить влияние износа на накопление повреждений. Трактовка износа, как усталостного разрушения поверхностного слоя [6] сближает задачи триботехники с задачами динамического нагружения в области исследования процессов накопления повреждений в конструкционных материалах, приводящих к разрушению детали и отказу механической системы в целом. Различные стадии усталостного процесса проявляются через зависимость коэффициента трения от нагрузки (при условии отсутствия фазовых и

структурных превращений на контакте) (рис.4). Нисходящая ветвь характеризует область упругого контакта (многоцикловая усталость), восходящая – пластического (малоцикловая усталость), между которыми находится область перехода от одного вида контакта к другому[6].

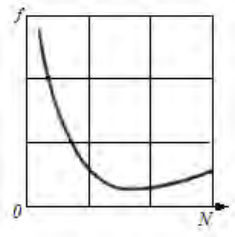


Рис.4. Типичная кривая зависимости коэффициента трения от нагрузки

В качестве примера, на рис. 5 показаны фрагменты типичных трибограмм – зависимостей силы или коэффициента трения от числа циклов и нагрузки, характеризующих фрикционно-усталостное разрушение. Представленные на немтрибограммы были получены в работе [7] при исследовании конструкционных материалов, используемых в теплообменном оборудовании – титановых сплавов (ВТ1-00, ПТ-7М) и коррозионностойких сталей (08Х18Н10Т, ХН35ВТ). Испытания проводились на одношариковом трибометре, при трении без смазки в интервале нагрузок 0,02-0,20 Н на базе 6000 циклов.

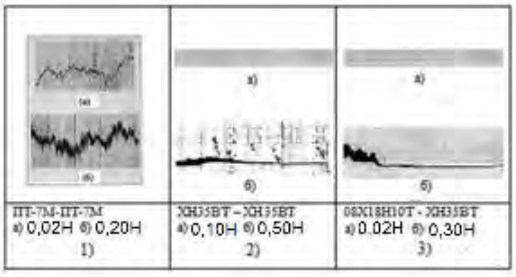


Рис.5. Типичные трибограммы усталостного разрушения металлов при трении

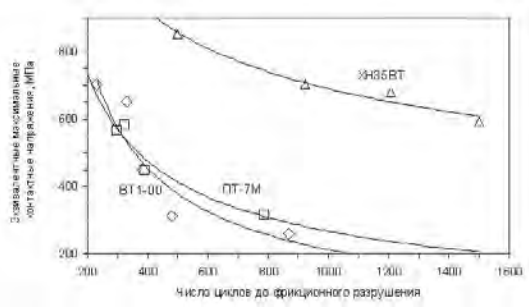


Рис.6. Кривые фрикционной усталости для одноименных пар ХН35ВТ, ПТ-7М и ВТ1-00- ПТ-7М

При трении титановых сплавов ПТ-7М-ПТ-7М и ВТ1-00- ПТ-7М изменение коэффициента трения носит периодический характер, (рис.5.1).Такое изменение является отражением усталостных процессов в области пластического контакта (малоцикловая усталость) исвязано с периодическим упрочнением и разрушением материала [8].Момент начала разрушения одноименной пары ХН35ВТ фиксируется по возникновению флуктуаций на трибограмме (рис.5.2), а пары 08Х18Н10Т - ХН35ВТ-по резкому увеличению коэффициента трения (рис.5.3), что типично при разрушении в области упругого контакта (многоцикловой усталости). Число циклов до разрушения для титановых сплавов определялось по среднему расстоянию между минимальными значениями коэффициента трения, которое вычислялось при статистической обработке 5-19 значений, а для коррозионностойкой стали – моментом начала осцилляций коэффициента трения или резким его увеличением. Количественная обработка трибограмм позволяет построить кривые фрикционной усталости (рис.6).

Усталостный характер накопления повреждений и изменения коэффициента трения, зафиксированный при испытании на моделях фрикционного контакта, подтверждают экспериментально полученные в работе [9] кривые фрикционной усталости шеек коленчатого вала ЗМЗ – 53 в области $10^8 – 10^9$ чисел циклов нагружения, приведенные на рис. 7. Таким образом, в элементах трибосопряжений в зоне фрикционного контакта и при динамическом нагружении, реализуется накопление повреждений соответствующее

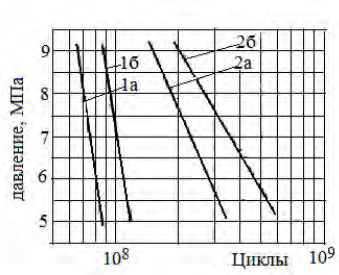


Рис. 7. Кривые фрикционной усталости шеек коленчатого вала ЗМЗ-53:

1а, 1б – коренные шейки соответственно поравномерному износу и с учетом неравномерности; 2а, 2б – шатунные шейки соответственно по равномерному износу и с учетом неравномерности.

малоцикловой и многоцикловой усталости. В данном, наиболее распространенном на практике случае, с учетом процессов, происходящих при трении, суммарное повреждение D может быть записано уравнением:

$$D = D_N + D_e + D_И \qquad (2)$$

где D_N отражает накопление повреждений при динамическом нагружении и упругом деформировании, соответствующее многоцикловой усталости; D_e - накопление повреждений при упруго пластических деформациях - малоцикловая усталость, $D_И$ - накопление повреждений от износа при трении. Критерий (2) был предложен и рассмотрен в работе [10], где приведен алгоритм использования данного критерия.и дана оценка влияния увеличения зазоров в узлах трения на долговечность деталей машин.

Полученные результаты подтверждают возможность использования данного подхода к оценке вероятности разрушения элементов механических систем ипозволяют учесть влияние износа на их долговечность и надежность.

Литература

1. Ботвина Л.Р. Разрушение, кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334 с.
2. Лукашев Е.А., Сидоров М.И. Механохимическая кинетика накопления повреждений, разрушения и износа. М.: Эко-Пресс. 2017. 422с.
3. Сосновский Л.А. Механика износоусталостного повреждения. Гомель: БелГУТ. 2007. 434с.
4. Tridello A., Boursier-Niutta C., Rossetto M., Berto F., Paolino D.S. Statistical models for estimating the fatigue life, the stress–life relation, and the P-S–N curves of metallic materials in very high cycle fatigue: A review // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2021. October, P.1–39.
5. Sakai T, Lian B, Takeda M, et al. Statistical duplex S–N characteristics of high carbon chromium bearing steel in rotating bending in very high cycle regime // Int. J Fatigue. 2010. V. 32. No. 3. P. 497-504.
6. Крагельский И.В. Трение и износ. М. Машиностроение. 1968. 480 с.
7. Марченко Е.А., Хрущов М.М., Каплунов С.М., Панов В.А. Трибологические свойства конструкционных сплавов деталей теплообменного оборудования, подверженных фреттингу // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2020. Т.21. №9. С. 401-407.
8. Марченко Е.А. О природе разрушения поверхности металлов при трении. М.: Наука, 1979. 118 с.
9. Еловой О.М., Богданович А.В. Ресурс подшипников коленчатого вала по критерию их локальной поврежденности.// Труды VI Международного симпозиума по трибофатике (МСТФ-2010). Минск. 2010. Часть 1. С. 247-251.
10. Петрова И.М., Москвитин Г.В., Гриб В.В. Влияние износа на накопление усталостных повреждений// Заводская лаборатория. 2006. № 11. С. 49-52.

УДК 517.958: 539.3

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И РЕСУРСА НЕЛИНЕЙНО ДЕФОРМИРУЕМЫХ СРЕД НА ОСНОВЕ СТРУКТУРНЫХ МОДЕЛЕЙ

DAMAGEABILITY AND LIFE PREDICTION OF OF NONLINEARLY DEFORMABLE MEDIA BY STRUCTURAL MODELS

Петушков В.А. – PhD, вед. н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: pva_imash@bk.ru

Abstract. Based on experimental observations, a generalized model of nonlinear interrelated deformation and fracture of damaged polycrystalline media under shock and cyclic influences is developed. Geometric nonlinearity due to finite strains and nonlinear, strain rate-dependent behavior of materials with variable microstructure, anisotropic hardening and the Bauschinger effect are taken into account. The issues of identification of model parameters and its verification discussed using examples of solving problems with known results obtained numerically and experimentally. For the reasonable prediction of the initial and residual service life of structures the strategy of simulation of the operational load and fracture taking into account the structure and damageability of materials is presented. Results of study of nonlinear wave and low-cycle processes of deformation and localization of deformations in 3-D bodies (structural elements) under the action of time-varying loading are presented.

Key words: nonlinear deformed medium, shock loading, low-cycle deformation, damageability, localization of deformations, destruction, mathematical modeling.

Аннотация. На основе экспериментальных наблюдений разработана обобщенная модель нелинейного взаимосвязанного деформирования и разрушения повреждаемых поликристаллических сред при ударных и циклических воздействиях. Учитываются геометрическая нелинейность, обусловленная конечными деформациями, и нелинейное, зависящее от скорости деформирования поведение материалов с изменяемой микроструктурой, анизотропным упрочнением и эффектом Баушингера. Процессы вязкопластического деформирования и разрушения при конечных деформациях рассматриваются с учетом мезо уровня структуры материалов. Обсуждаются вопросы идентификации параметров модели и ее верификации на примерах решения задач с известными результатами, полученными численно и экспериментально. Для обоснованного прогнозирования исходного и остаточного ресурса конструкций представлена стратегия моделирования эксплуатационной нагруженности и разрушения с учетом структуры и повреждаемости материалов. Приведены результаты изучения нелинейных волновых и малоцикловых процессов деформирования и локализации деформаций в объемных телах (элементах конструкций) под действием переменного во времени нагружения.

Ключевые слова: нелинейно деформируемая среда, ударное нагружение, малоцикловое деформирование, повреждаемость, локализация деформаций, разрушение, математическое моделирование.

Введение

Процессы деформирования и повреждения поликристаллических материалов - сталей происходят на различных уровнях их пространственной структуры, рис. 1, и отражаются в прогрессирующей деградации их свойств [1,2]. Накопление микронапряжений вблизи скопления дефектов или границ раздела и разрыва связей,

повреждающих материал, образование пор, микротрещин и их слияние в макротрещину определяются соответственно на микро и мезо масштабах структуры.



Рис. 1.

Изучение нелинейных по своей сути процессов разрушения металлов с учетом первых двух уровней структуры и обоснования ресурса конструкций осуществляется на основе механики повреждаемых сред и математического моделирования, рис 2.

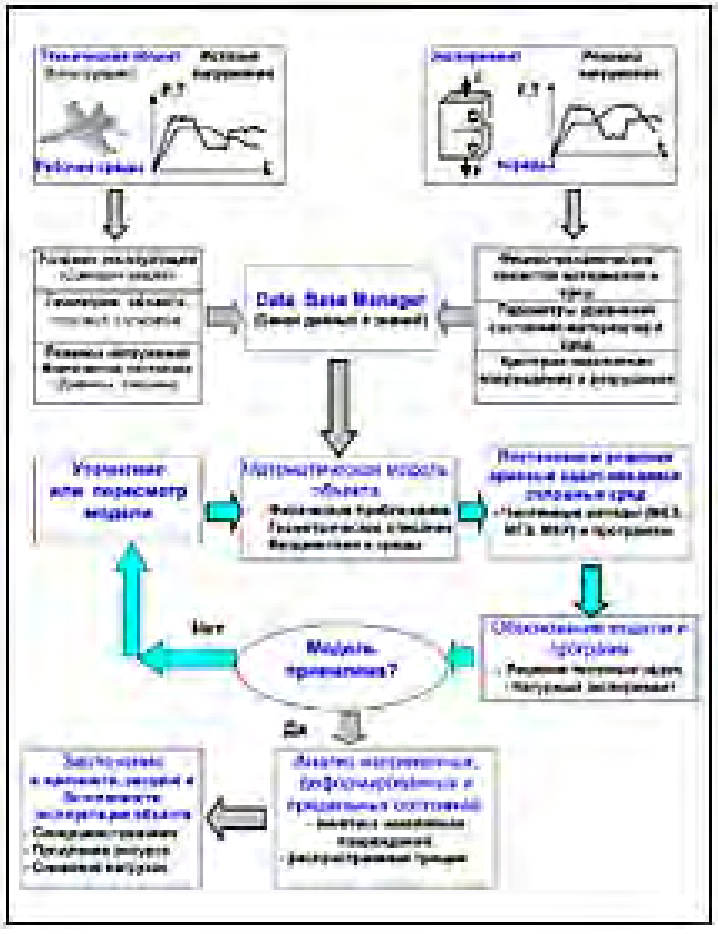


Рис. 2.

При этом в классические модели механики вводятся как различные меры повреждаемости, так и нелокальное описание полевых функций, при котором напряжения и деформации в заданной материальной точке зависят от состояния среды в окрестности этой точки [4-6].

В математическом моделировании кроме сильно различающихся пространственных и временных масштабов исследуемых физических процессов приходится учитывать сложный характер взаимодействия различного рода нелинейностей, возникающих в деформируемой среде. Ключевой проблемой здесь остается разработка соответствующих моделей повреждаемых сред на каждом уровне структуры и их обобщение в виде мульти-масштабной модели на макро-уровне с достаточно простыми методами идентификации параметров [5].

Экспериментальные наблюдения и описание сред с переменной структурой

Основными факторами, определяющими нелинейное поведение деформируемой среды при переменных во времени нагрузках, являются сложная история и скорости деформирования, температура и изменяемая во времени микроструктура.

Для металлов, вязких по своей природе образование повреждений - микродефектов совпадает главным образом с образованием микро несплошностей (микропор) [3].

Схема возможного формирования пор с учетом наличия вторых фаз и включений показана на рис. 3, где приведены неоднородная структура поликристаллической среды - (а) при наличии в ней пор и микротрещины и их представление в обобщенной модели - (б). Под повреждаемостью и разрушением среды В качестве меры повреждаемости примем относительный объем микроповреждений $\xi = v_d / v$, $\xi \in [0,1]$, где v - элементарный объем материала, а $v_d = (v - \tilde{v})$ - часть его заполненная микроповреждениями, рис.4. где а) -концептуальное представление не локальности, б) - поврежденное и неповрежденное (эффективное) состояние среды с характерной масштабной длиной l. В этом случае связь между поврежденным и неповрежденным состояниями материала среды, например для тензора напряжений τ, определяется соотношением $\tilde{\tau} = \tau/(1-\xi)$.

Поведение деформируемых сред с учетом их структуры является нелокальным с точки зрения классической механики, поскольку зависит от характерного масштаба длины структуры l, рис. 4. В этом случае полевые функции (внутренние переменные термодинамической системы), такие как напряжения τ, деформации E и другие, заменяются нелокальными аналогами, полученными взвешенным осреднением в материальной точки (рис.4 а). Таким образом, если $f(x)$ некоторая полевая функция в области D, то соответствующий нелокальный аналог определяется как: $\tilde{f} = f + l^2 \nabla^2 f$, где ∇ – градиентный оператор 2-го порядка.

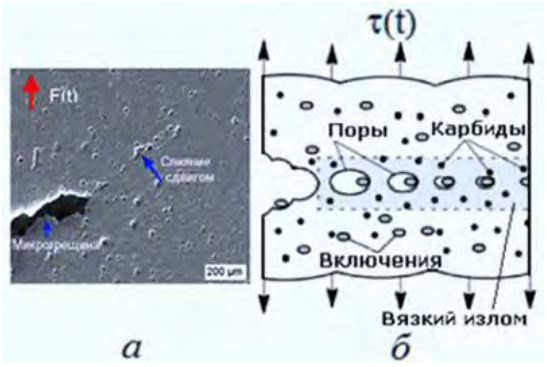


Рис. 3.

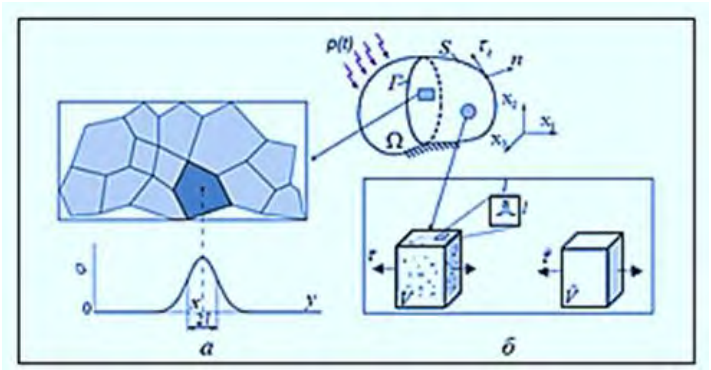


рис. 4

Для описания поведения повреждаемой деформируемой среды используются законы сохранения, соотношения теории вязкопластического течения с конечными деформациями и континуальной механики повреждений.

Поиск калибровочных параметров модели для условий вязкопластического деформирования и повреждаемости осуществляется на основе результатов реальных испытаний и их моделирования с помощью МКЭ. Далее осуществляется сравнение численных результатов, полученных на откалиброванной модели, с экспериментом для образца – см. рис. 5, где введены обозначения: 1 – пластичность с повреждаемостью; 2 – пластичность без учета повреждаемости; 3 – эксперимент.

С целью верификации используемой модели приведем результаты моделирования МКЭ более сложной трехмерной задачи о стержне Гопкинсона с известными из эксперимента результатами [7], представленные на рис.6. На рис. 6, а показаны деформации, а на рис. 6, б – температуры в локализованной зоне неустойчивого

деформирования стержня (1 – данные эксперимента, 2 – модель). Физический эксперимент для метаемого с помощью пушки стержня проводился для сплава Ti-6Al-4V со скоростью деформирования 5000 $с^{-1}$: характеристики материала, геометрия и размеры стержня представлены там же.

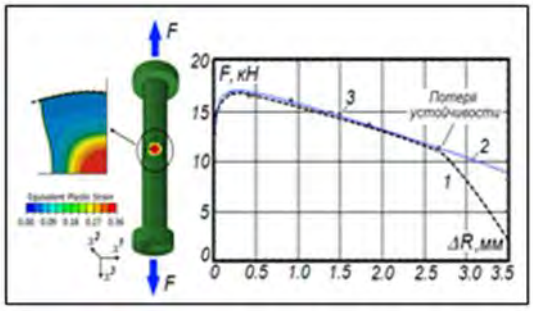


Рис.5

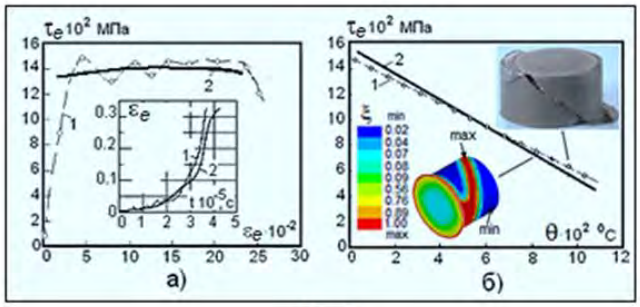


Рис.6

Моделирование высокоскоростного столкновения стержня с жестким препятствием с учетом трения в зоне контакта позволило получить адекватные с экспериментом результаты и картину деформирования и разрушения, рис.6, а и 6, б соответственно. Близкими оказались результаты и с замеренным в эксперименте фотометрией изменением во времени поперечной конечной деформации в стержне, рис.6, а. Выявленные локализованная полоса сдвига и поверхность откола, направленные под углом 45° к торцу стержня, свидетельствуют о наличии двух механизмов разрушения – сдвигового (деформационного) и образования микропор (пустот). Причем подтверждается преобладание сдвигового механизма разрушения стержня.

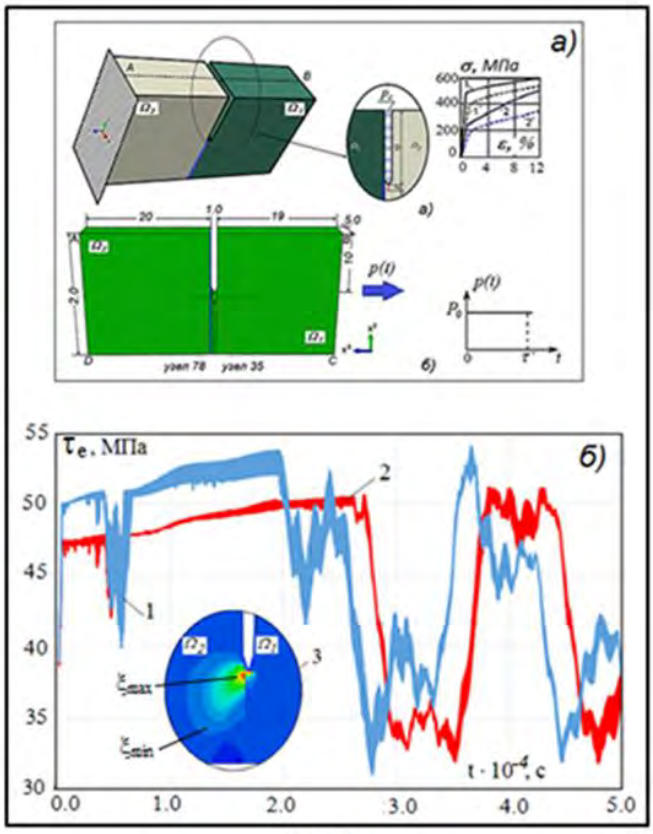


Рис.7

Полученные результаты свидетельствуют так же о процессах интенсивного разупрочнения, происходящих в локализованной полосе сдвига вследствие адиабатического нагрева, накопления деформаций и повреждений, приводящих к разрушению стержня, рис.6, б.

Изучение высокоскоростных процессов нелинейного деформирования и разрушения выполнено на примере неоднородной полосы – биметаллического соединения с надрезом (трещиной) вблизи его границы, рис. 7, а. На рис. 7, б отражено влияние микронапряжений на уровни и характер распространения волн напряжения в щелевом соединении (1 – при отсутствии микронапряжений и 2 – при их наличии, 3 – характер распределения микронапряжений в окрестности надреза для момента времени t = 500 мкс).

Литература

1. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения - Новосибирск: Наука. 1990.-255 с.

2. Multiscale Phenomena in Plasticity: From Experiments to Phenomenology, Modelling and Materials Engineering. Ed: Lepinoux J , Maziere D, Pontikis V., - Dordrecht: Springer Science+Business Media, 2000, 529 p.

3. Романов А.Н. Разрушение при малоцикловом нагружении. М., Наука. 1988, 280 с.

4. Петушков В.А. Вязкопластическое течение и локализация деформаций в повреждаемой среде при ударных воздействиях // Журн. СФУ. Сер. Матем. и физ. 2009, т. 2, вып.3, с. 336–351.

5. Petushkov V.A. Numerical simulation of high-velocity dynamics of the nonlinear deformation and failure of damaged medium // Math. Models and Comp. Simulations, 2010, V. 2, No. 1, pp. 76–90.

6. Petushkov V.A. To Forecasting Residual Lifetime of Damaged Constructions under Shock Impacts in Operation // Journal of Machinery Manufacture and Reliability, 2020, V. 49, No. 2, pp. 159–169.

7. Lesuer D.R. Experimental investigations of material models for Ti-6Al-4V Titanium and 2024-T3 Aluminum // Report of Lawrence Livermore National Laboratory. Livermore: CA 94551. 2003. 41 p.

УДК 534.222.2

РАЗРУШЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОЙ СРЕДЫ В ОБЪЕМЕ КАВИТИРУЮЩЕЙ ЖИДКОСТИ ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ УДАРНЫХ ВОЛН

DESTRUCTION OF THE DEFORMED MEDIUM IN THE CAVITATING FLUID VOLUME DURING SHOCK WAVE PROPAGATION

Петушков В.А. – PhD, в.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: pva_imash@bk.ru

Abstract. The peculiarities of shock wave propagation in a system consisting of a deformable medium with damage and a two-phase fluid with gas or vapor bubbles are studied. Nonlinear processes of media interaction are modeled taking into account phase transformations in the liquid and damage kinetics of the deformed medium.
The numerical experiment method is used to study local hydrodynamic flows in two-phase liquids caused by limit transitions of gas and vapor bubbles that occur against the background of shock wave propagation in the liquid. The detailed analysis of local processes of shock interaction and erosive destruction of damaged deformed medium located in a stream of two-phase and cavitating liquids is carried out.
Key words: inhomogeneous media, shock interaction, shells, cavitating fluid, wave propagation, nonlinear deformation, damageability and destruction, mathematical modeling.

Аннотация. Изучены особенности распространения ударных волн в системе, состоящей из деформируемой среды с повреждениями и двухфазной жидкости с пузырьками газа или пара. При этом моделируются нелинейные процессы взаимодействия сред с учетом фазовых превращений в жидкости и кинетики повреждаемости деформируемой среды.
Методом численного эксперимента проведено изучение локальных гидродинамических течений в двухфазных жидкостях, обусловленных предельными переходами пузырьков газа и пара, происходящих на фоне распространения ударных волн в жидкости. Выполнен подробный анализ локальных процессов ударного взаимодействия и эрозионного разрушения повреждаемой деформируемой среды, находящейся в потоке двухфазной и кавитирующей жидкостей
Ключевые слова: неоднородные среды, ударное взаимодействие, оболочки, кавитирующая жидкость, распространение волн, нелинейное деформирование, повреждаемость и разрушение, математическое моделирование.

Кавитационные процессы, происходящие в жидкости, превращают ее в двухфазную среду с дисперсной фазой в виде пузырьков, наполненных газом и/или паром. Наличие в жидкости подобной фазы даже малой концентрации меняет характер распространения в ней ударных волн и волновые процессы в целом, приводит к возникновению дополнительных, локальных механизмов нагружения и разрушения взаимодействующих с нею деформируемых сред (конструкций).

Структура деформируемых сред также не однородна, включает в себя как исходные, так и появляющиеся в процессе распространения ударных волн микродефекты, рост и объединение которых приводит к катастрофическому разрушению. Эти микродефекты, наблюдаемые микроскопией на мезо уровне структуры в виде пор и трещин, по существу также можно рассматривать в виде дисперсной фазы в нелинейно деформируемой среде подобно двухфазной жидкости с очень вязкой несущей фазой.

Анализ взаимодействия рассматриваемых сред оказывается достаточно сложной задачей из-за необходимости учета реального состояния и взаимодействия фаз, фазовых превращений, истории волнового нагружения и особенностей течения. Разработка

методов решения подобных задач до сих пор остается актуальной проблемой современной механики.

В инженерных приложениях представляют интерес два основных аспекта этой проблемы. Традиционно это защита от кавитации сооружений и объектов техники, взаимодействующих с жидкостью, которая приводит к ухудшению их работы, генерации нежелательных шумов, вибрациям и разрушению. Другим сравнительно новым аспектом проблемы, обусловленным разработкой современных технологий, является не просто защита, а управление кавитацией для уменьшения сопротивления движущихся в жидкости объектов и ультразвуковой очистки поверхностей, их упрочнения, для интенсификации процессов в химии или удаления камней в почках, создания мощных акустических импульсных лазеров (сазеров) и др.

Особенности распространения ударных волн во взаимодействующих средах определяются многими факторами – теплофизическими и механическими свойствами самих сред, содержанием и распределением пузырьков (кавитационного облака), вязкостью жидкости и наличием поверхностного натяжения, так же как гидродинамическими параметрами их течения, включая характеристики потока, уровни турбулентности и др.

Происходящие при этом внутри фазовые и межфазовые явления и процессы являются чрезвычайно сложными для изучения, поскольку весьма локализованы, имеют различную физическую природу и различные пространственно-временные масштабы [1].

На практике к традиционно используемым в механике сплошных сред подходам, обычно добавляется аппроксимация многофазной среды ее составляющими в однофазном состоянии с известными физическими, термодинамическими и механическими параметрами [1-3]. Поведение жидкости и пузырьков в ней, деформируемых сред и микроповреждений описывается далее раздельно на основе решения соответствующих краевых задач, а взаимодействие между ними - уравнениями связи, реально отражающими процессы, происходящие на границах раздела фаз и сред и обеспечивающих требуемую точность моделирования. Возникающие здесь краевые задачи с математической точки зрения оказываются нелинейными, относятся к классу так называемых задач Стефана с подвижной границей и требуют для своего решения разработки соответствующих методов.

В работе предлагается единый подход для моделирования динамики взаимодействующих между собой двухфазных жидкостей с парогазовыми пузырьками и деформируемой среды с микроповреждениями при распространении в них ударных волн. Разрушение деформируемой среды рассматривается при этом как эволюция микроповреждений - пор сферической формы, принимаемых по аналогии с кавитирующей жидкостью в виде пузырьков газа, объединение которых в процессе вязкопластического течения ведет к образованию макротрещины. В общем случае такое взаимосвязанное сочетание объектов моделирования можно представить как гетерогенную сплошную среду, состоящую из фаз разной физической природы: деформируемая упруго-вязкопластическая среда, включающая микроповреждения как дисперсные частицы и жидкая среда, заполняющая контактирующая с деформируемой средой, включающая пузырьки пара или газа как дисперсные частицы малой концентрации.

Соотношения вязкопластической повреждаемой среды.

Для ее описания используются соотношения теории вязкопластического течения с конечными деформациями и континуальной механики повреждений [4]:

$$L_V(\tau) = C{:}\,(\dot{\varepsilon}\text{-}\dot{\varepsilon}^{vp})\text{-}\alpha\dot{\theta};$$

С учетом термодинамических ограничений компоненты $\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp}$ тензора вязкопластических деформаций определяются в соответствии $\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \dot{\Lambda}\dfrac{\partial f}{\partial \tau_{ij}}$, где Λ -

множитель Лагранжа, f - поверхность вязкопластической текучести, уравнение которой с учетом повреждаемости ξ и температуры θ

$$f = (\frac{3}{2} J_2)^{1/2} - \mathrm{R}_p \le 0 =$$

где $\mathrm{R}_p =$ - радиус поверхности течения, описывающий изотропное упрочнение (или разупрочнение) материала,

$$\mathrm{R}_p \equiv \mathrm{k}(\varepsilon_e^{vp},\theta,\xi)[1+(\lambda \dot{\varepsilon}_e^{vp})^{1/m}][1-(\theta/\theta_m)^n] + nI_1^2\xi^2$$

где $\mathrm{k}(\varepsilon_e^{vp},\theta,\xi) = \tau_y^s(\varepsilon_e^{vp},\theta,\xi) + \tau_y^r(\varepsilon_e^{vp},\theta,\xi)$, $\tau_y^s = \tau_y(\theta)(1-\xi)$ - статический предел текучести, τ_y^r, m и n зависящие от температуры параметры материала, $I_1 = \tau_{ii}$, $J_2 = \frac{1}{2}\hat{S}_{jk}\hat{S}_{jk}$, $\hat{S}_{jk} = S_{jk} - \rho_{jk}$, ρ_{jk} - тензор микронапряжений, определяющий положение поверхности текучести во времени для повреждаемых материалов с анизотропным упрочнением $\dot{\rho}_{jk} = \frac{2}{3} c\dot{e}_{jk}^{vp} - r\rho_{jk}\dot{\upsilon} + \frac{1}{c}\frac{\partial c}{\partial \theta}\rho_{jk}\dot{\theta}$. Производные по времени от компонент девиатора напряжений принимаются в смысле Яумана-Нолла $S_{jk}^{\nabla} = \dot{S}_{jk} - S_{jk}\cdot\omega_{rk} - S_{jk}\cdot\omega_{rj}$, где S_{jk} - полная производная напряжений Коши по времени, ω_{jk} - тензор вихря скорости. В качестве меры поврежденности ξ деформируемой среды обычно принимается относительный объем микропор $\delta \mathrm{V}_\mathrm{S}$ в элементарном объеме $\delta \mathrm{V}$, или

$$\xi = (\delta \mathrm{V} - \delta \mathrm{V}_\mathrm{S})/\delta \mathrm{V},$$

Кинетика повреждаемости:

$$\xi(\mathrm{t}+\Delta \mathrm{t}) = 8\pi N^t R_n^3 \Delta \mathrm{t} + \xi(\mathrm{t})\exp(3\Delta \mathrm{t}(\mathrm{p} - P_g)/4\lambda);\ N^t|_{p>\mathrm{P}_n} = N_0^t \exp((\mathrm{p} - P_n)/P_1;\quad N^t|_{p\le \mathrm{P}_n} = 0$$

Уравнение состояния:

$$\mathrm{P} = \rho_0 \Gamma_0 \mathrm{c_v} \theta_m (1+\varepsilon^\mathrm{d})^{\Gamma 0+1},\quad \theta_\mathrm{m} = \theta_{\mathrm{m}0}\exp[2a\varepsilon^\mathrm{d}/(1+\varepsilon^\mathrm{d})][1+\varepsilon^\mathrm{d}]^{2(\Gamma 0 - a - 1/3)}$$

Условие разрушения: $\eta\varepsilon_i/\varepsilon_F \ge 1$ и/или $\xi \ge \xi_\mathrm{F}$; где ε_F, ξ_F - предельные значения накопленных деформаций и повреждаемости, соответственно, η - коэффициент объемности.

Поведение такого рода сред при внешних воздействиях может быть описано системой уравнений, вытекающих из основных законов сохранения, учитывающих поведение каждой фазы и взаимодействия между ними

$$\begin{aligned}
(\alpha_i\rho_i)_{,t} + div(\alpha_i\rho_i v_i) &= G_i;\\
(\alpha_i\rho_i v_i)_{,t} + div\cdot(\alpha_i\rho_i v_i v_i + \sigma_i) &= m_i - f_i\\
(\alpha_i E_i)_{,t} + div\cdot(\alpha_i E_i v_i + \alpha_i\sigma_i v_i + q_i v_i) + \alpha_{i,t}\sigma_i + Q_{i,t} &= L_i
\end{aligned}$$

$(x^k, t) \in \Omega \times D_t$, $\Omega \in R^3$, $i = 1, 2$ Эти уравнения включают в себя осредненные функции и их производные по координатам и времени в пространстве Ω x $\mathrm{D_t}$ **.** Для замыкания системы уравнений необходимо определить скорости передачи массы, импульса и энергии между фазами [1]. Переменная α_i вводится из-за необходимости

учета взаимодействия фаз. Физическое значение α_i в данном случае - объемная доля, поэтому параметры, характеризующие смесь, имеют вид $\rho_m = \sum_i \alpha_i \rho_i$, $\rho_m v_m = \sum_i \alpha_i \rho_i v_i$. Несущая и дисперсная фазы принимают значения i, равные 1 и 2 соответственно. Уравнения состояния для этих фаз принимаются в виде $p_i = p_i(\rho_i, e_i)$, где e_i - внутренняя энергия

Решение сформулированной нелинейной краевой задачи динамики многофазной среды, включающей в себя уравнения взаимодействия фаз и фазовых превращений, строится на основе методов конечных разностей (МКР) и конечных элементов (МКЭ) [3]. Представлены математическая модель и результаты численного моделирования распространения ударных волн в нелинейно деформируемой повреждаемой среде и взаимодействующей с ней кавитирующей сжимаемой жидкости. Показано, что в результате разрушения образующихся в жидкости кавитационных пузырьков возникают ударные волновые процессы с уровнями давления на фронте волны порядка 1.0 ГПа, скоростями движения частиц жидкости до 1300 м/с, сопровождающиеся повышением температуры до 1500 К. Пространственно-временные масштабы этих процессов соответствуют предельному размеру кавитационного пузырька и времени его эволюции. Примеры взаимодействия подобных волн с деформируемым трубопроводом показаны на рис.1, 2.

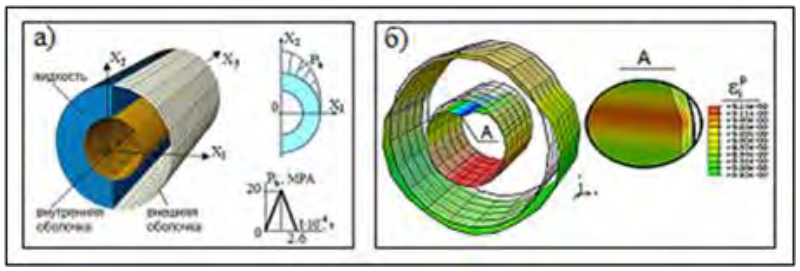


Рис. 1.

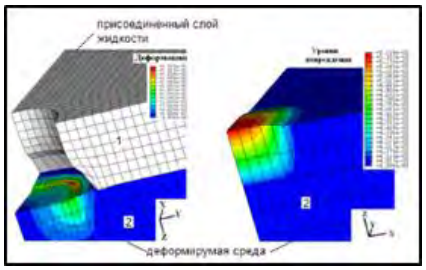


Рис. 2.

Выявлена роль дисперсной фазы в жидкости на характер распространения ударных волн и паровой фазы, в частности, как защитного экрана для конструкций, подвергаемых воздействию интенсивных ударных волн (взрывам) в жидкости.

Литература

1. Petushkov V. A. Phase Interaction in a vapor-liquid medium in transient flow regimes, Fluid Dynamics, 2005, vol. 40, no. 3, pp. 413–425.
2. Petushkov V. A., Mel'sitov A. N. Impact dynamics of damaged shells interacting with a two-phase liquid, J. Appl. Mech. Tech. Phys, 2006, vol. 47, no. 1, pp. 116–126.
3. Petushkov V. A. Local flows of a deformable damageable medium under impact interaction with a cavitating fluid //Fluid Dynamics, 2007, v.42, № 3, p. 442-452.
4. Petushkov V. A. Numerical simulation of high-velocity dynamics of the nonlinear deformation and failure of damaged medium, Mathematical Models and Computer Simulations, 2010, vol. 2, no. 1, pp. 76–89.

УДК 620.181

РАЗРАБОТКА ИДЕАЛЬНОЙ МОДЕЛИ КАРКАСНОГО КОМПОЗИТА Ti-C [1,2]

DEVELOPMENT OF AN IDEAL MODEL OF Ti-C FRAME COMPOSITE

Прилипко Е. А.[1] – инженер, **Аникин В. Н.**[1] – к.т.н., заведующий научно-технологическим центром, **Ерёмин С. А.**[1] – к.т.н., заведующий лабораторией ТСиСМ, **Рябцев А. Д.**[2] – директор центра научно-технического и инновационного развития

[1] ФГБУ «Всероссийский научно-исследовательский и проектный институт тугоплавких материалов и твердых сплавов», Москва

[2] АО «Русполимет», Кулебаки

Abstract. In this work a benchmark Ti-C frame composite model has been created. Particle compaction modeling was carried out using the Abaqus software. A numerical approach based on the Finite Element Method (FEM) was used to calculate the composite model. The composite model has been tested on the basis of compaction of individual particles of high density and ordered lay-up. The von Mises stress analysis showed that the stress mainly occurred at the particle-matrix boundary.

Key words: compaction, powder materials, finite element method, microstructure.

Аннотация. В данной работе создана идеальная модель каркасного композита Ti-C. Моделирование уплотнения частиц проводится с использованием программного обеспечения Abaqus. Для расчета модели композита применен численный подход, основанный на методе конечных элементов (FEM). Модель композита проверена на основе уплотнения отдельных частиц с высокой плотностью и упорядоченной упаковкой. Анализ по Мизесу показал, что напряжение в основном возникало на границе частица - матрица.

Ключевые слова: уплотнение, порошковые материалы, метод конечных элементов, микроструктура.

Введение

В порошковой металлургии частицы сжимаются в компактную форму с высокой плотностью. Во время уплотнения частицы испытывают деформацию, которую следует учитывать, чтобы понять поведение частиц при уплотнении. Процесс уплотнения включает передачу напряжений через жесткие или гибкие стенки (матрицу) и распространение напряжений внутри порошковой массы. Частицы, из которых состоит порошок, распределяют напряжение с помощью различных кинематических процессов, которые включают скольжение, вращение, деформацию частиц и разрыв.

Феноменологические модели сжатия порошка используются уже много десятилетий. Уравнение Геккеля [1] и уравнение Кавакиты [2] среди многих других подходов наиболее часто используются в настоящее время. Оба уравнения соотносят приложенное давление с относительной плотностью (или пористостью) компактного порошка. Другой заслуживающей внимания феноменологической моделью является уравнение Рышкевича – Дакворта [3], которое коррелирует относительную плотность

[1] Работа выполнена в рамках Постановления Правительства РФ от 12 декабря 2019 г. № 1649 «Об утверждении Правил предоставления субсидий из федерального бюджета российским организациям на компенсацию части затрат на проведение научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ по современным технологиям в рамках реализации такими организациями инновационных проектов». Наименование проекта «Организация мелкосортного производства заготовок из сложнолегированных сталей, сплавов и тугоплавких материалов, полученных методом центробежного электронно-лучевого литья и обработанных графеном».

[2] Работа выполнена в рамках государственного задания (тема № FRNF-2022-0001 Исследование влияния структурообразования при введении нульмерных, одномерных, двумерных наноматериалов, в том числе при аддитивном прототипировании, на эксплуатационные свойства композиционных материалов)

компактного порошка с его прочностью, что представляет больший интерес в практических ситуациях [4, 5]. Общим для всех моделей является то, что введенные константы корректируются эмпирически с помощью экспериментов по уплотнению и измерений силы. Недостатками данных феноменологических подходов являются минимальное механистическое понимание процесса и отсутствие информации о прочности конечного компакта.

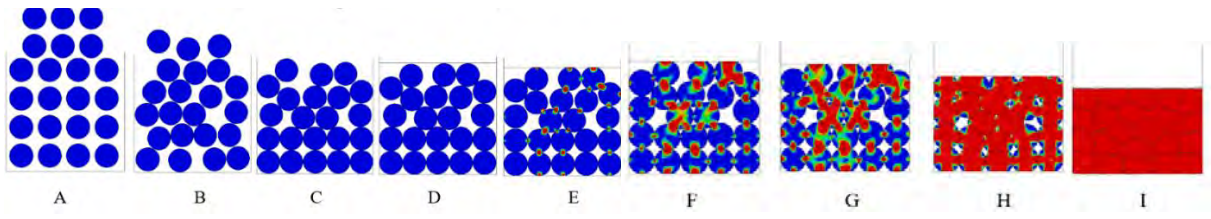
Модель

Современное состояние микромеханического моделирования определяет репрезентативный элемент объема (RVE) в процедуре вычислительной гомогенизации [6, 7]. Задача состоит в том, чтобы вычислить макроскопические свойства гетерогенного материала на основе его микроструктуры, затем гетерогенный материал может быть заменен эквивалентным однородным объемом. RVE рассматривает небольшой, но представительный объем структуры, который характеризует все соответствующие характеристики микроструктуры материала. Эффективные макроскопические свойства вычисляются путем усреднения по внутренним полям в RVE с вычислительной гомогенизацией, основанной на деформации первого порядка.

Численное моделирование

В последние годы два численных метода стали основными для моделирования, а именно метод дискретных элементов (DEM) и метод конечных элементов (FEM). В DEM каждая отдельная частица моделируется и отслеживается численно, силы взаимодействия между частицами вычисляются на основе перекрытия частиц (модель мягкой сферы). Кроме того, полностью дискретизированный характер DEM влечет за собой высокие вычислительные затраты и ограничивает количество частиц. В классическом моделировании FEM порошки описываются как континуум, то есть дискретная природа частиц не реализуется, что делает метод намного более эффективным, чем DEM. Однако в FEM требуется модель материала, чтобы связать напряжение и деформацию.

Для получения представления об уплотнении порошка, рассмотрим схему, представленную на рисунке *1*. Начиная с рыхлой упаковки на рисунке *1* (A) частицы оседают под действием силы тяжести в (B) и (C). Плотность упаковки частиц после осаждения зависит от размера и формы частиц и сил взаимодействия между частицами. После этого начинается сжатие порошка (D). В определенный момент частицы не могут перестраиваться, и они начинают деформироваться, чтобы обеспечить большее уплотнение, как показано на (E) и (F). Изменение цвета с синего на красный описывает возрастающее локальное напряжение внутри частиц. Если частицы сжимаются дальше, то форма частиц резко меняется, как видно из (G) – (I) [8].



(а) (б)

(а) – Процесс уплотнения порошка (DEM)
(б) – Процесс уплотнения порошка (FEM)
Рис. 1. Процесс уплотнения порошка

Если силы, действующие на частицы, невелики и частицы лишь слегка деформированы, как показано на рисунке *1* (A) – (E), то для моделирования поведения потока порошка можно использовать метод дискретных элементов DEM. Если силы,

действующие на частицы, очень велики, как видно на рисунке *1* (F) – (I), то в модели необходимо учитывать изменение формы частиц и формирование зоны контакта (FEM).

Свойства материала и решатель

Материалом в данной статье является порошок на основе титанового сплава Ti-6Al-4V с частицами мультиграфена. Ti-6Al-4V/мультиграфен рассматривается в качестве потенциального кандидата для использования в конструкциях самолетов, в связи с тем, что добавление мультиграфена в металлический сплав повысит надежность конструкции за счет улучшенных механических свойств и экономическую эффективность.

Далее в работе вводится репрезентативный элемент объема RVE деформируемых частиц, как представлено на рисунке *2* (а). Граничные условия RVE определяются таким образом, чтобы сохранялась эквивалентность энергии между двумя масштабами (условие Хилла-Манделя). Периодические граничные условия (PBC) при уплотнении представлены на рисунке (б). Кроме того, в модели используется межфазный контакт, каждая частица моделируется как упруго-пластичное тело, которое не разрушается при деформации.



(а) (б)

(а) – Построение RVE; (б) – Присвоение граничных условий

Рис. 2. Создание микромеханической модели для расчета

Во время уплотнения модели предписывается смещение вспомогательных узлов. Вспомогательные узлы кинематически привязаны к опорным точкам граничных частиц, которые сами соединены со своими узлами связи посредством распределительной связи. Затем решается система уравнений и обновляются узловые положения внутренних частиц. Во время определения механических характеристик задается нагрузка на вспомогательные узлы RVE. Деформирование матрицы моделируется с использованием пластичности по фон Мизесу, которая достижима, когда основной нагрузкой является сжатие.

Результаты и обсуждение

На рисунке *3* показана модель уплотнения (одноосного прессования) порошка в жесткой матрице, то есть начальная стадия процесса изготовления порошкового материала.

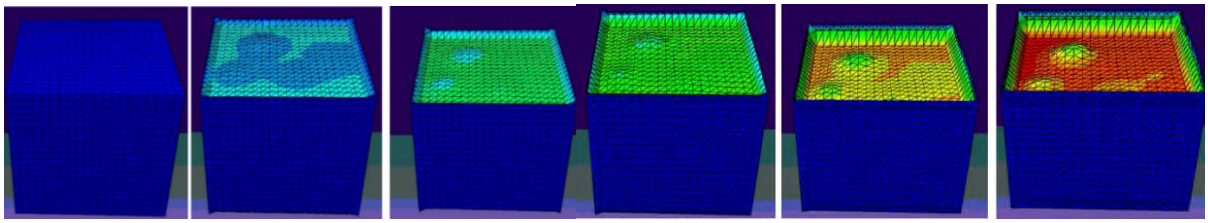


Рис. 3. Процесс уплотнения порошкового полуфабриката

Механические свойства материала после спекания связаны с плотностью, полученной при уплотнении в матрице. Для определения механических характеристик требуется критерий пластической деформации компактного порошка. Тензор напряжений Коши для теории малых деформаций основан на силах ограничения. Сумма сил ограничения для двух параллельных граней может быть получена как сила реакции

вспомогательного узла, которая использовалась для соответствующих уравнений ограничения. Следовательно, три вектора силы *Fx, Fy, Fz* берутся из трех вспомогательных узлов, и их компоненты используются для вычисления тензора напряжений. Аналогично, тензор деформации может быть вычислен на основе компонентов векторов смещения вспомогательных узлов Δ*ux*, Δ*uy,* Δ*uz*.

Эквивалентная деформация фон Мизеса основана на тензоре отклонения деформации и часто используется для металлов. Предел текучести по критериям текучести фон Мизеса увеличивается в зависимости от пластической деформации. Анализ напряжения по Мизесу показал, что напряжение в основном возникало на границе частица-матрица, как видно из рисунка *4*.

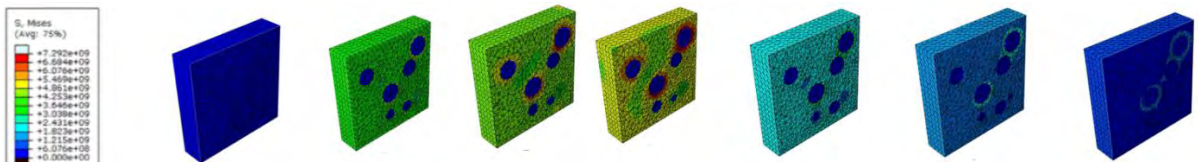


Рис. 4. Результаты моделирования, КЭМ-сечения RVE

Выводы

Основными результатами исследования является разработка систематической процедуры моделирования, которая включает в себя моделирование порошкового материала для исследования механических свойств. Метод конечных элементов является эффективным инструментом, позволяет предсказывать характер поведения материала, а также уровень прочности, учитывает деформацию частиц. Анализ по Мизесу показал, что напряжение в основном возникало на границе частица - матрица. Одна и та же модель материала может быть использована для описания слабой когезии во время уплотнения порошка и сильной когезии порошка после последующего спекания. В результате все макроскопические свойства уплотненного порошка могут быть определены с помощью FEM, которые затем используются в модели континуума для моделирования макроскопических деталей при деформации.

Литература

1 Density-pressure relationships in powder compaction / Heckel R. W. // Trans Metall Soc AIME. – 1961. – V. 221. – P. 671 – 675.

2 Some considerations on powder compression equations / K. Kawakita, K. H. Ludde. // Powder Technol. – 1971. – V. 4. – P. 61 – 68.

3 Compression Strength of Porous Sintered Alumina and Zirconia / E. Ryshkewitch. // Journal of the American Ceramic Society. – 1953. – T. 36. – P. 65 – 68.

4 A simple predictive model for the tensile strength of binary tablets / K.J. Wilkinson, A. Reinhardt. // European Journal of Pharmaceutical Sciences. – 2005. – V. 25. – P. 331 – 336.

5 Predictions of tensile strength of binary tablets using linear and power law mixing rules / A. Michrafy, M. Michrafy, M.S. Kadiri, J.A. Dodds. // International journal of Pharmaceutics. – 2007. – V. 333. – P. 118 – 126.

6 Feyel, F., and Chaboche, J.-L. Fe 2 multiscale approach for modelling the elastoviscoplastic behaviour of long fibre sic/ti composite materials. Computer methods in applied mechanics and engineering 183, 3 (2000), 309-330.

7 Kouznetsova, V., Geers, M. G. D., and Brekelmans, W. A. M. Multiscale constitutive modelling of heterogeneous materials with a gradient-enhanced computational homogenization scheme. International Journal for Numerical Methods in Engineering 54, 8 (2002), P. 1235-1260.

8 P. A. Cundall, O.D.L. Strack, «A Discrete Numerical Model for Granular Assemblies», Géotechnique, 1979, vol. 29, p. 47.

УДК 539.21

ИЗНОСОСТОЙКИЕ УГЛЕРОДНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ИОНОВ C_{60}[1]

WEAR-RESISTANT CARBON COATINGS PREPARED FROM HIGH-ENERGY C_{60} IONS

Пуха В.Е.[1] – д.ф.-м.н., в.н.с., **Дроздова Е.И.**[2] – к.т.н., с.н.с, **Черногорова О.П.**[2] – к.т.н., в.н.с, **Петржик М.И.**[3] – д.т.н., в.н.с., **Бельмесов А.А.**[1] – к.х.н., н.с.

[1]ФИЦ ПХФ и МХ РАН, Черноголовка

[2]ИМЕТ РАН, Москва

[3]НИТУ «МИСиС», Москва

e-mail pve@icp.ac.ru

Abstract. The mechanical and tribological properties of the carbon coatings deposited by a beam of accelerated C_{60} ions at substrate temperatures (T_s) of 200 and 300°C have been studied. The hardness of the coatings deposited at a C_{60}^{+} ion energy of 7 keV exceeds 50 GPa. In the presence of C_{60}^{++} and C_{60}^{+++} ions and at higher energy in the beam, the hardness decreases to ≤40 GPa. Despite the decrease in hardness, the latter coatings exhibit the smallest friction coefficient (μ = 0.05 for T_s = 300°C) and minimum wear (1.5 10^{-8} mm^3/N·m for T_s = 200°C). According to Raman spectroscopy data, the coatings exhibiting the smallest friction coefficient and wear upon tests contain graphite nanocrystals of 1–2 nm in size, that is, they have a nanocomposite structure.·

Key words: accelerated C_{60} ions, superhard coatings, nanocomposites, wear resistance, friction coefficient.

Аннотация. Определены механические свойства и проведены трибологические испытания углеродных покрытий, осажденных из пучка ускоренных ионов C_{60} при температуре подложки (T_s) 200 и 300°C. Для энергии ионов 7 кэВ твердость покрытий превышает 50 ГПа. Твердость уменьшается до 40 ГПа и ниже при наличии в пучке двух- и трехзарядных ионов с большей энергией. Несмотря на уменьшение твердости, у этих покрытий получен минимальный коэффициент трения (μ = 0,05 для T_s=300°C) и минимальный износ (1,5·10^{-8} мм^3/Н·м, T_s = 200°C). По данным КРС спектроскопии, покрытия, показавшие при испытаниях минимальный коэффициент трения и минимальный износ, содержат графитовые нанокристаллы размером 1-2 нм, то есть имеют нанокомпозитное строение.

Ключевые слова: ускоренные ионы C_{60}, сверхтвердые покрытия, нанокомпозиты, износостойкость, коэффициент трения.

Введение

Сверхтвердые покрытия со структурой аморфного алмазоподобного углерода (АПП) уникальны благодаря высокой твердости, низкому коэффициенту трения (μ), химической инертности и биосовместимости [1]. АПП обычно имеют высокий уровень внутренних сжимающих напряжений и низкую адгезию, что может быть фатально для трибологических применений. Высокая влажность окружающей среды может значительно увеличить μ гидрогенизированных АПП.

Новым шагом для снижения коэффициента трения и износа трущихся пар, является применение сверхтвердых углеродных нанокомпозитных (УНК) покрытий, осажденных из ионов C_{60} кэВного диапазона. УНК состоят из кристаллов графита размером 1-2 нм, заключенных в аморфную алмазоподобную матрицу. Формирование УНК из C_{60}^{+} с

[1] Работа выполнена по теме Государственного задания, № государственной регистрации АААА-А19-119061890019-5, темкарта 00892019-007 и Государственного задания 075-00715-22-00.

энергией 5 кэВ при температуре подложки (T_s) 300-400°С показано в [2]. Полученные УНК с твердостью H~40-60 GPa имеют низкое значение модуля Юнга E (H/E ~0,13-0,14), что уменьшает вероятность хрупкого разрушения покрытия. В работе [3] показано, что присутствие высокоэнергетической компоненты в виде двух- и трехзарядных ионов C_{60} (при средней энергии C_{60}^+ ~7 кэВ) увеличивает содержание sp^3 связей в поверхностных слоях и уменьшает T_s формирования УНК до 200°С. Механические и трибологические свойства таких покрытий не исследованы, и мы в данной работе восполняем этот пробел.

Методика эксперимента

Покрытия наносились по методике, описанной в [3]. Для осаждения покрытий использован ионный источник с седловидным электрическим полем, который размещался в вакуумной установке с базовым давлением $5*10^{-6}$ Па. Энергетическое распределение ионов и состав пучка для источника с седловидным полем этого типа приведены в работе [4]. В пучке, который направлялся на подложку, кроме ионов C_{60}^+ с энергией 7 кэВ присутствовали ионы C_{60}^{++} (~22%) и C_{60}^{+++} (~1,5%) с энергией 14 и 21 кэВ. Для осаждения покрытий только из ионов C_{60}^+ пучок пропускался через магнитный сепаратор с индукцией магнитного поля 0,9 Тл. Покрытия формировались при T_s = 200 и 300°С. Параметры осаждения покрытий приведены в табл. 1.

Измерение спектров КРС углеродных фаз проводили на спектрометре Horiba Jobin Yvon LabRAM HR в микрозондовом варианте, источник возбуждения - лазер с длиной волны λ=473 нм. Механические характеристики (твердость при индентировании H_{IT}, модуль индентирования E_{IT} и упругое восстановление η_{IT}, выраженное как отношение между упругой и общей составляющих работы по индентированию) углеродных покрытий измеряли с помощью динамического ультрамикротвердомера DUH-211S (Shimadzu) в соответствии с ГОСТ Р 8.748-2011 с использованием индентора Виккерса при нагрузке 20 мН в режиме нагружение-разгружение при скорости нагружения 70 мН/с. Трибологические испытания [4] образцов проводили на машине трения TRIBOMETER фирмы CSM Instruments (Швейцария) при возвратно-поступательном движении по схеме «стержень-пластина». Параметры испытаний: длина дорожки 3 мм, максимальная скорость движения 0,40 см/с, нагрузка 1 N, пробег - 4000 циклов. Объем износа материала покрытия определялся профилометрией образовавшегося трека с помощью лазерного оптического профилометра (WYKO 1100NT, Veeco). Приведенный износ оценивали путем деления объема износа ΔV материала на путь скольжения L (мм) и приложенную нормальную нагрузку N (Н), в соответствии с уравнением Арчарда [5].

Таблица 1. Параметры осаждения углеродных покрытий образцов 1-4.

Образец	T_s	E, keV	Состав пучка	Толщина покрытия ~h, нм
1	200	7	C_{60}^+	800
2	300	7+14	C_{60}^+:C_{60}^{++}≈3:1	800
3	300	7	C_{60}^+	1000
4	200	7+14	C_{60}^+:C_{60}^{++}≈3:1	500

Результаты

Спектр КРС для всех покрытий представляет собой широкую полосу в интервале 1000-1800 $см^{-1}$, типичную для структур аморфного углерода [1]. При возбуждении в видимой области спектра эта полоса характеризует только sp^2 связи и обычно интерпретируется как два пика D и G. Для определения параметров и точного положения пиков они аппроксимировались функцией Гаусса (рис.1). Положение и ширина G-пика и соотношение интенсивностей I(D)/I(G) зависят от нескольких структурных факторов (степень беспорядка, наличие цепей sp^2 и кластеризации). Для АПП, осажденных при комнатной температуре, эти же факторы связаны эмпирическими соотношениями с

концентрацией sp^3-связей. При высоких T_s эти соотношения не действуют [1], и для УНК покрытий параметры пиков D и G однозначно характеризуют только состояние sp^2 фракции. Ширина G пика на половине высоты (FWHM(G)) характеризует степень беспорядка в покрытии, и уменьшение ширины позволяет говорить о возможной кластеризации sp^2 связей, формировании и росте нанокристаллов. При FWHM(G) свыше 100 см$^{-1}$ корреляционная длина *La* в плоскости нанокристалла графита (диаметр) менее 2 нм [7]. Как показано в [8], размер *La* в этой области можно оценить с помощью уравнения: $I(D)/I(G)=La^2C'(\lambda)$.

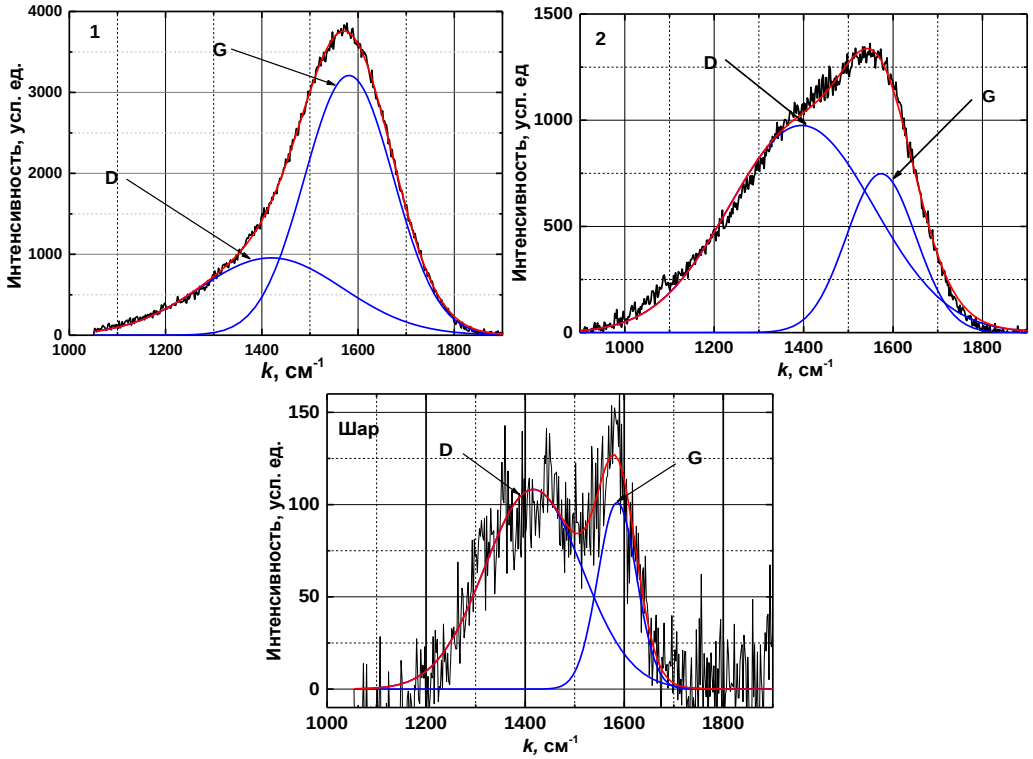


Рис. 1. Спектры КРС покрытий образцов (1, 2) и контртела (шар).

Для возбуждающего лазерного излучения с длиной волны λ=473 нм постоянная $C'(\lambda)$ = 0,38 нм. Величины *I*(D) и *I*(G) и результаты расчетов приведены в табл. 2.

Анализ результатов КРС показывает, что структура образцов 1 и 3 подобна АПП (полуширина G > 200 см$^{-1}$ с $La \leq 1$ нм) [7], а облучение высокоэнергетическими ионами (2 и 4) в тех же условиях приводит к нанокомпозитной структуре с размером *La* ~2 нм.

Таблица 2. Параметры пиков D и G и корреляционная длина La.

Образец	*I*(D)	*I*(G)	Позиция G, см$^{-1}$	*FWHM(G)*, см$^{-1}$	*I*(D)/*I*(G)	*La*, нм
1	935	3209	1581	217	0,30	0,9
2	975	748	1573	183	1,3	1,8
3	1326	3275	1582	201	0,40	1
4	1104	1565	1565	195	0,81	1,5
Шар	108	101	1586	92	1,1	1,7

По результатам индентирования (табл. 3), наивысшая твердость покрытия >50 ГПа при высоком отношении твердости к модулю *H*/*E* обеспечивается при осаждении только ионов C_{60}^+. При наличии в пучке C_{60}^{++} и C_{60}^{+++} твердость и отношение *H*/*E* снижаются, что, вероятно, связано с повышением доли графитовой составляющей в аморфной матрице.

Максимальное контактное напряжение при трибологических испытаниях по

уравнению Герца [5] составляет примерно 1 ГПа. Значения коэффициента трения μ и приведенного износа исследованных образцов даны в табл. 3. Самый низкий коэффициент трения (0,05) у покрытия 2, покрытия 1 и 3, имея сходную структуру, демонстрируют μ≈0,1. Покрытие 4 имеет высокое значение μ = 0,17. Самое низкое значение приведенного износа наблюдается у образца 4, с наименьшей толщиной (500 нм). Тем не менее, все образцы демонстрируют высокие показатели износостойкости [8]. При испытании образцов 2, 3, 4 обнаружены узкие трещины по краям бороздки износа, глубиной не более 20 нм. Образование трещин может быть вызвано взаимодействием напряжений в покрытии и циклических упругих деформаций, возникающих при движении контртела под нагрузкой. Механизм скольжения шарика по УНК связан с образованием трибопленки на шарике при трении. Ширина G пика 92 $см^{-1}$ и сдвиг до 1586 $см^{-1}$ на спектре КРС трибопленки (табл. 2, рис. 1) соответствуют нанографиту [7]. Таким образом, трибопленка может работать как сухая смазка.

Таблица 3. Характеристики индентирования и трибологические свойства покрытий

Образец	Характеристики индентирования				Трибологические свойства	
	H_{IT}, ГПа	E_{IT} ГПа	H/E	η_{IT}	μ	Приведенный износ, $10^{-8}\cdot мм^3/Н\cdot м$
1	52,1	255,2	0,20	86	0,10	6,13
2	41,6	251,0	0,17	81	0,05	14,5
3	50,4	264,7	0,19	85	0,11	6,63
4	31,6	205,7	0,16	76	0,17	1,50

Заключение

Присутствие в ионном пучке высокоэнергетических ионов C_{60} приводит к формированию сверхтвердых УНК покрытий при низких T_s (200 - 300°С). Эти покрытия обладают низким коэффициентом трения (μ = 0,054) и малым износом (до $1{,}5\cdot10^{-8}$ $мм^3/Н\cdot м$). Обнаружено формирование трибопленки на контртеле в области контакта. Трибопленка по данным КРС имеет нанографитовую структуру и, таким образом, трение происходит в паре УНК-нанографит, чем и обусловлено низкое значение μ.

Литература

1. Schultrich B. Tetrahedrally Bonded Amorphous Carbon Films I: Basics, Structure and Preparation. Springer, 2018. V. 263.

2. Penkov O.V., Pukha V.E., Zubarev E.N. et al., Tribological Properties of Nanostructured DLC Coatings Deposited by C_{60} Ion Beam // Tribol. Int. 2013. V60. P.127-135.

3. Бельмесов А.А., Нечаев Г.В., Пуха В.Е. и др. Влияние ионов C_{60} высоких энергий на структуру и связи углеродных покрытий // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2022. № 4. С. 3–10

4. Петржик М.И., Левашов Е.А. Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // Кристаллография. 2007. Т. 52. № 6. С. 1002-1010.

5. Johnson K. L. Contact Mechanics. Cambridge University Press: Cambridge, 1985.

6. Ferrari A.C. Diamond-Like Carbon for Magnetic Storage Disks // Surf. Coat. Technol. 2004. V.180-181. P.190-206.

7. Kataria S., Sahoo S., Barve S.A., et al., Nano-graphitic Clustering and Break Down of Phonon Selection Rule in Diamond-Like Carbon Films // Solid State Commun. 2009. V.149. No.3-44. P.1881-1883.

8. Al-Asadi M.M., Al-Tameemi H.A. A Review of Tribological Properties and Deposition Methods for Selected Hard Protective Coatings // Tribol. Int. 2022. V.176. P.107919.

УДК 621.172.2:531.781

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ ПОЛЕЙ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ СПОСОБОМ СВЕРЛЕНИЯ «БОЛЬШОГО» ОТВЕРСТИЯ[1]

METHOD TO INVESTIGATE INHOMOGENEOUS RESIDUAL STRESS FIELD BY LARGE HOLE DRILLING

Разумовский И.А.[1] **–** д.т.н., гл.н.с.**, Усов С.М.**[2] **–** вед. инж.
[1]Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва,
[2]НИКИЭТ им. Н.А. Доллежаля, Москва, Россия
e-mail: murza45@gmail.com

Abstract. This paper covers practical possibilities of experimental and computational approach for studying inhomogeneous residual stresses (RS) fields in flat parts using hole drilling method. This approach is based on general solution of the elasticity problem for a plate with a circular hole and arbitrary forces on its contour obtained by N.I. Muskhelishvili. The influence of quantity and accuracy of experimental data obtained in the form of deformation or displacement fields on the accuracy of determining high-gradient RS distributions is analyzed.
Keywords: inhomogeneous fields of residual stresses, hole drilling method, experimental methods for registering fields of deformations or displacements

Аннотация. Исследуются практические возможности экспериментально-расчетного метода исследования неоднородных полей остаточных напряжений (ОН) в плоских деталях способом сверления отверстия. В основе метода полученное Н.И. Мусхелишвили общее решение задачи теории упругости для пластины с круговым отверстием, на контуре которого действуют произвольные нагрузки. Выполнен анализ влияния объема и погрешности экспериментальных данных, полученных в виде полей перемещений или деформаций, на точность определения высокоградиентных полей ОН.
Ключевые слова: неоднородные поля остаточных напряжений, метод сверления отверстия, экспериментальные методы регистрации полей перемещений или деформаций

В практике исследования ОН наибольшее распространение получил метод сверления кругового отверстия, позволяющий проводить исследования однородных полей ОН в плоских деталях [1]. В работе [2] показана принципиальная возможность применения метода сверления отверстия также и для исследования существенно неоднородных полей ОН. Методика базируется на полученном Н.И. Мусхелишвили [3] общем решении плоской задачи теории упругости для области неограниченных размеров с круговым отверстием, на контуре которого действуют произвольные нагрузки, которые в принятой постановке задачи можно рассматривать как компоненты ОН, имевших место на контуре отверстия. При этом для аналитического представления функций, описывающих напряжённо-деформированное состояние (комплексных потенциалов Мусхелишвили *φ(z), ψ(z)*), используют их разложения в степенные ряды:

$$\varphi(z) = \sum_{k1}^{n} a_k z^k \,;\; \psi(z) = \sum_{k=1}^{n} a'_k z^k \quad \#(1)$$

где n – количество членов разложения, a_k и a'_k – неизвестные комплексные коэффициенты.

В представленном докладе исследуются практические возможности экспериментально-расчетного метода исследования неоднородных полей ОН в плоских деталях способом сверления отверстия. Из результатов работы [2] следует, что для аналитического представления неоднородных высокоградиентных полей ОН требуется учёт

[1] Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 20-19-00769.

значительного количества членов *n* разложений (1). Это, в свою очередь, требует использовать для регистрации возникающего вследствие сверления отверстия деформационного отклика такие оптические методы, как: электронная цифровая спекл-интерферометрия (ЭСИ), корреляция цифровых изображений (КЦИ) и метод фотоупругих покрытий (МФП), позволяющие проводить регистрацию достаточного объёма параметров, характеризующих деформации в зоне отверстия – индикатора ОН [4].

Метод «большого» отверстия в сочетании с оптико-цифровыми методами измерения перемещений. Задача оценки возможностей эффективного практического применения рассматриваемого метода при использовании в качестве исходной экспериментальной информации полей тангенциальных перемещений в зоне отверстия, получаемых методами ЭСИ и КЦИ, может быть решена на основе анализа результатов исследований модельной задачи, полученных при различных величинах диапазоне погрешностей исходных данных (имитирующих погрешности экспериментов), объема и зоны локализации этих данных, а так же особенностей метода их математической обработки. Именно такой подход позволяет получить корректную оценку собственно методической погрешности используемых для решения задачи алгоритма и программ.

Схема модельной задачи, а также КЭ-разбиения зоны отверстия – индикатора ОН представлены на рис. 1. Распределения ОН в модельной задаче было принято следующим

$$\sigma_y^{\text{ОН}}(x,y) = -\frac{1}{19}\text{МПа}, x \in \left[-5d, -\frac{1}{2}d\right]; \sigma_y^{\text{ОН}}(x,y) = 1\text{МПа}, x \in \left[-\frac{1}{2}d, \frac{1}{2}d\right]; \quad (2)$$

$$\sigma_y^{\text{ОН}}(x,y) = -\frac{1}{19}\text{МПа}, x \in \left[\frac{1}{2}d, 5d\right];\ \sigma_x^{\text{ОН}}(x,y) = \tau_{xy}^{\text{ОН}}(x,y) = 0, x, y\ \in [-5d; 5d].$$

Выражения (1) описывающие ОН, характеризуют высокоградиентное изменение напряжений вдоль оси *x*, тогда как в направлении оси *y* распределение напряжений не меняется. Такое поле ОН встречается на практике в зоне сварных стыковых швов и других соединений как однородных, так и разнородных материалов.

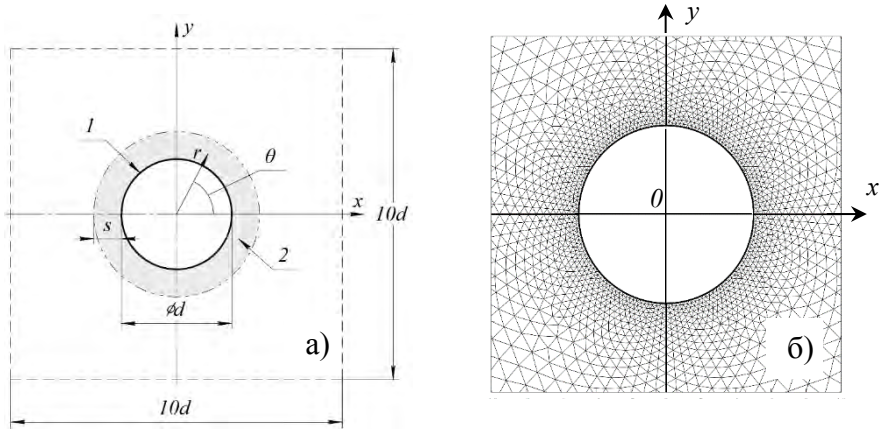


Рис. 1. Схема модельной задачи (а) и КЭ-разбиения зоны отверстия (б):
1 – контур отверстия – индикатора ОН; 2 – зона регистрации псевдоэкспериментальных данных

Высверливание отверстия – индикатора ОН, приводит снятию ОН на его контуре, что эквивалентно приложению к контуру этих напряжений обратного знака.

Для практической реализации соответствующей методики была разработана программа в среде Matlab. В программе реализован алгоритм расчета ОН (контурных напряжений), освобождаемых при сверлении, подпрограмма ввода исходных данных в виде перемещений $u(x,y)$, $v(x,y)$ в заданных точках области $d/2 \le r \le d/2 + s$ (рис. 1а), подпрограммы решения СЛАУ и графического представления результатов. Программа позволяет на основе анализа результатов исследований серии модельных задач, полученных при различных величинах разброса данных, имитирующих погрешности экспериментов, определить необходимые требования к точности и объему измерений, а также параметры оптимальной зоны сбора исходной экспериментальной информации. Расчёты серии модельных задач показали, что методика и программа в сочетании с

методами ЭСИ и КЦИ позволяют проводить практические исследования полей ОН высокоградиентных полей типа описываемых соотношениями (2).

Учет значительного числа членов разложений (1) и использование больших объемов экспериментальной информации обеспечивает возможность надежного определения распределения ОН. При увеличении количества членов разложений n погрешность результатов монотонно уменьшается; при этом для получения более точных результатов требуется существенное повышение объема исходной экспериментальной информации. На рис. 2 в качестве примера приведены результаты расчётов модельной задачи (2) для двух случаев: а) $n = 16$ (это потребовало использования 400 точек измерений i), б) n = 32 ($i = 2000$). Материал исследуемого объекта – сталь Ст10, скачок напряжений $\sigma_{max}^{\text{ОН}} = \sigma_{\text{Т}} = 7 \times 10^4$ МПа, $d = 10$ мм, метод регистрации полей тангенциальных перемещений ЭСИ (абсолютная погрешность измерений тангенциальных перемещений $\delta \approx 0{,}1$ мкм).

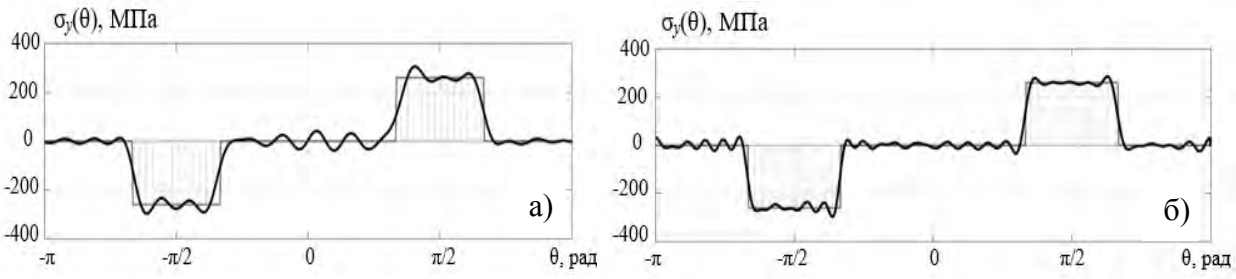


Рис. 2. Распределения напряжений $\sigma_y^{\text{ОН}}(\theta)$ (в) по контуру отверстия: а) $n = 16$, $m = 400$; б) $n = 32$, $m = 2000$.

Метод «большого» отверстия в сочетании с фотоупругими покрытиями. Оценка возможности применения такой методики рассмотрена в работе [5], где рассмотрена задача исследования кусочно-однородного (скачкообразного) распределения ОН, возникающего в специально разработанной плоской оптической модели. Модель была изготовлена из пластины оптически чувствительного материала ЭД-20М толщиной t = 4 мм и состояла из трех элементов, первый из которых представлял собой полосу шириной b_1 = 9 мм (элемент №1), к которой были приложены растягивающие нагрузки; два других элемента (элементы № 2) имели ширину b_2 = 30 мм и находились в ненагруженном состоянии (рис. 3а). Элементы № 2 приклеивались к нагруженному элементу *1* эпоксидным клеем холодного отверждения (рис. 3б). После полного затвердевания клея элемент *1* разгружался, вследствие чего в сечениях модели, удаленных от ее верхнего и нижнего торцов, возникало

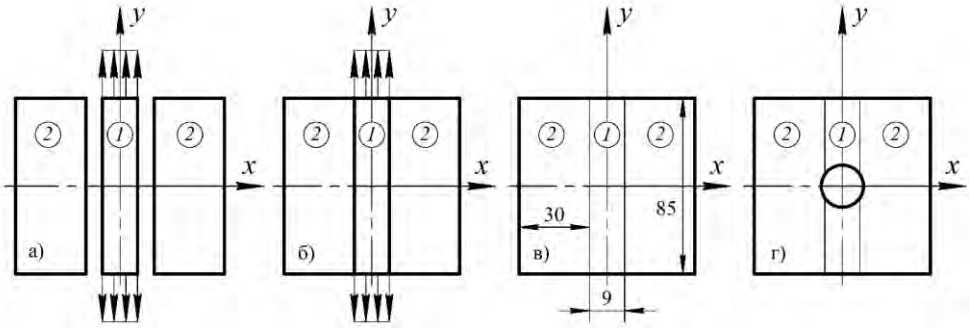


Рис. 3. Схема создания остаточных напряжений в плоской модели

кусочно-литейное скачкообразное поле ОН. Затем в модели высверливалось отверстие – индикатор ОН, радиусом ~6.35 мм (рис. 3г), после чего проводились измерения порядков полос интереренции m_i и параметров изоклин α_i в i точках, расположенных на дугах четверти окружности радиусов с шагом по окружности $\Delta\varphi$ = 4,5° и шагом по радиусу Δr = 1,6 мм ($i \approx 100$). Расчет полей ОН на основе экспериментально полученных величин m_i

и α_i выполнялся на основе разработанной специализированной программы в математическом пакете Wolfram Mathematica. При этом на первом этапе расчета с использованием метода разности касательных напряжений [6] определялись величины компонент напряжений σ_r, σ_θ и $\tau_{r\theta}$ в точках измерений.

Результаты исследования представлены на рис. 2. Выполненный анализа показал, что для представления скачкообразного поля ОН необходимо учесть не менее девяти членов разложения функций напряжений, что, в свою очередь, требует по крайней мере 100 точек измерения параметров деформационного отклика. Численное исследование аналогичной модельной задачи показало, что для получения результатов с достаточной для практики точностью ±10% при разбросе величины относительной погрешности данных в пределах 10-15% следует также учитывать, не менее 12 членов разложений.

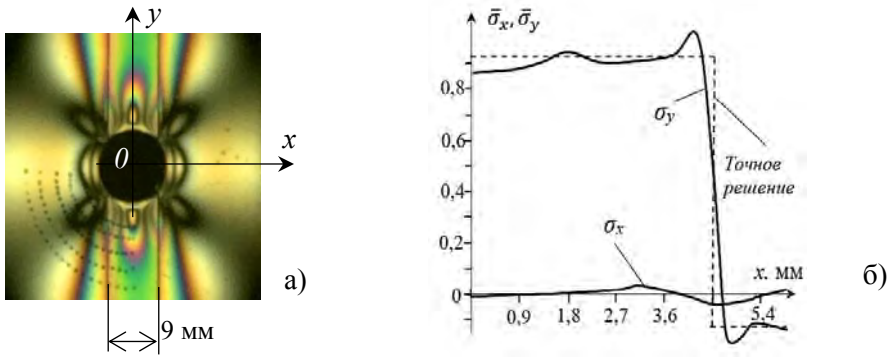


Рис. 4. К исследованию скачкообразного распределения ОН методом сверления «большого» отверстия: а) картина полос и изоклин ($\alpha = 45^o$) в оптической модели; б) исходное (пунктир) и полученное (сплошная линия) распределение приведенных (отнесенных к величине скачка) напряжений $\bar{\sigma}_x$ и $\bar{\sigma}_y$ в сечении модели.

Выводы. Результаты численного анализа, а также экспериментального исследования с применением поляризационно-оптического метода показали, что при использовании современных методов регистрации деформационного отклика, обеспечивающих возможность получения практически неограниченного объёма экспериментальной информации, рассматриваемый подход позволяет с требуемой для практики точностью проводить исследования высокоградиентых полей ОН в плоских деталях. При этом при использовании МФП, позволяющего выполнять измерения деформационных параметров, математическая обработка экспериментальных данных может быть проведения при учёте значительно меньшего количества членов разложения комплексных потенциалов и, соответственно, объёмах исходной информации, чем при применении методов ЭСИ и КЦИ.

Литература

1. Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel / Ed. by G. Totten, M. Howes, T. Unoue. ASM International, 2002. USA. 499 p.
2. Медведев М.В., Разумовский И.А. Методы исследования локально-неоднородных полей остаточных напряжений с использованием разрезки деталей // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1998. № 5. С. 86-93.
3. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука. 1966. 708 с.
4. Gloud G.L. Optical methods of engineering analysis / G.L. Gloud – Cambridge: Cambridge University Press, 1998. 520 p.
5. Razumovskii I.A., Usov S.M. Development of the hole-drilling method as applied to the study of inhomogeneous residual stress fields // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2021. V. 50. № 8. P. 727-734.
6. Бюргер Х. Фотоупругость. // Экспериментальная механика / Под ред. А. Кобаяси. Книга 1. М.: Мир, 1990. С. 195-327.

УДК 620.178.1

ИЗГОТОВЛЕНИЕ МАЛОРАЗОВЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ПРЕСС-ФОРМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ[1]

PRODUCTION OF LOW-USE POLYMER MOLDS USIHG ADDITIVE TECHNOLOGIES

Ревякина Н.А.[1] – магистрант, лаборант, **Аникин В.Н.**[1] – к.т.н., заведующий научно-технологическим центром, **Ерёмин С.А.**[1] – к.т.н., заведующий лабораторией, **Бычков В.А.**[1] – аспирант, инженер, **Руденко Д.В.**[1] – магистр, старший инженер,
[1] ФГБУ «Всероссийский научно-исследовательский и проектный институт тугоплавких металлов и твердых сплавов», г. Москва, Россия

Abstract. The work represents the first stage in the creation of composite polymer-graphene low-use molds for the manufacture of hard-alloy products. The use of additive technologies makes it easy to switch to a new mold design. In this regard, a study was made of the physical and mechanical properties of candidate materials such as polylactide (PLA) and polyethylene terephthalate glycol (PETG), epoxy resin. The concentration of graphene introduced into the resin varied in the range of 0.25 wt.% -1.5 wt.%. It was shown that the introduction of graphene leads to brittle fracture of the epoxy resin-graphene composite, and the highest strength value is achieved at a graphene concentration of 0.5 wt.% and is equal to 1520 kgf·cm^{-2}.
Key words: polymer molds, additive technology, 3d printing, hard alloys

Аннотация. Работа представляет собой первый этап по созданию композиционных полимер графеновых малоразовых пресс-форм для изготовления твердосплавных изделий. Применение аддитивных технологий позволяет легко осуществлять переход к новой конструкции пресс-формы. В этой связи была проведено исследование физико-механических свойств материалов кандидатов, таких как полилактид (PLA) и полиэтилентерефталат-гликоль (PETG), эпоксидной смолы. На основе эпоксидной смолы, проводили отработку технологии введения графена, что в дальнейшем планируется для полилактида (PLA) и полиэтилентерефталат-гликоля (PETG). Концентрация, вводимого в смолу, графена варьировалась в диапазоне 0,25 вес.%-1,5 вес.%, При этом показано, что введение графена приводит к хрупкому разрушению композита эпоксидная смола-графен, а наибольшая величина прочности достигается при концентрации графена 0,5 вес.% и равна 1520 кгс/см^2.
Ключевые слова: полимерная пресс-форма, аддитивные технологии, 3d-печать, твердые сплавы

Материалы на основе карбида вольфрама, титана, тантала широко применяются в производстве для обрабатывающих инструментов, горнодобывающего оборудования и износостойких деталей, которые работают в условиях повышенных нагрузок [1]. В настоящий момент самым распространённым методом получения данных деталей является порошковая металлургия [2-3], и для их изготовления применяются пресс-формы, которые также исполнены из твердых сплавов. Это позволяет выдерживать необходимые нагрузки, но вместе с тем многократно увеличивает стоимость изготовления пресс-форм и конечного изделия.

Классические пресс-формы из твердого сплава рассчитаны на промышленное производство изделий, т.е. ориентированно на многократное использование, что

[1] Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FRNF-2022-0001 Исследование влияния структурообразования при введении нульмерных, одномерных, двумерных наноматериалов, в том числе при аддитивном прототипировании, на эксплуатационные свойства эксплуатационных материалов).

позволяет окупать их производство. Однако изготовление твердосплавной пресс-формы становится нецелесообразным для производства штучных изделий.

Для решения данной проблемы предлагается изготавливать полимерные пресс-формы, которые намного проще в производстве, следовательно, менее затратны по стоимости. Также известны разработки форм для литья с помощью аддитивных технологий [4-5], которые позволяют исполнять сложную геометрию без дополнительных технологических операций.

Изготовление полимерных пресс-форм проводилось на 3d-принтере по технологии Fused deposition modeling (FDM), где пластик выдавливается из сопла тонкой линией слоем за слоем. В качестве материалов изготовления были выбраны полилактид (PLA) и полиэтилентерефталат-гликоль (PETG), т.к. они обладают высокой твердостью и не токсичны, в отличии от другого распространенного материала – акрилонитрила бутадиена стирола (ABS) [6]. Ещё одним преимуществом можно выделить отсутствие усадки PLA и PETG после печати, что значительно упростило построение трехмерной модели будущих пресс-форм.

В 3d-печати для изготовления различных изделий существует большое количество настраиваемых параметров, от которых в конечном итоге зависит качество изделий [7-9]. Основными параметрами, которые влияют на прочностные характеристики, являются шаблон заполнения и плотность заполнения.

Шаблон заполнения представляет собой определенную схему движения, по которой будет перемещаться экструдер принтера при печати изделия. Для исследования были выбраны следующие шаблоны заполнения типа: сетка, линии, зигзаг, концентрическое, куб, шестигранник из треугольников, треугольник, восьмигранник. При испытании на сжатие наивысшее значения продемонстрировали образцы с типом «треугольник» (табл.1.).

Табл.1. Результаты испытаний на прочность образцов с различным шаблоном заполнения.

Шаблон заполнения	Максимальная предельная нагрузка, кгс/см^2					Средняя предельная нагрузка, кгс/см^2
Сетка	450	460	460	440	480	460±10
Линии	420	420	440	400	400	415±10
Зигзаг	440	450	410	400	390	420±10
Концентрическое	380	400	380	400	380	390±10
Куб	420	400	380	400	410	400±10
Шестигранник из треугольников	480	460	450	420	420	445±10
Треугольник	500	470	470	460	440	470±10
Восьмигранник	500	400	400	400	360	410±10

Плотность заполнения отвечает за то, как близко друг к другу будут прилегать линии пластика при печати. Выявлена зависимость увеличения прочности от увеличения плотности заполнения, 332 кгс/см^2 для 20% и при 100% плотности заполнения достигается максимальная прочность и равняется 540 кгс/см^2. Полученные результаты согласуются с известной литературой [7-9].

Ввиду сложностей введения графена в пластики, было принято решение исследовать влияние мультиграфена на свойства эпоксидной смолы, которая выступает в роли модельного полимера, ввиду легкости введения графена. Такой подход позволяет в целом оценить качественное влияние добавок графена на полимер. Эта оценка в дальнейшем будет учтена при создании композитов для 3d печати: PLA-графен, PETG-графен.

Были исследованы образцы эпоксидной смолы (ЭДП) без добавления графена и с добавлением, с массовой долей в 0,25, 0,5, 1 и 1,5 %.

Мультиграфен был введен в ЭДП и перемешан магнитной мешалкой, после чего композит был залит в формы из PETG. Полученные образцы подверглись в

вакуумированию под воздействием давления $6 \cdot 10^4$ Па в эксикаторе течении 30 минут с целью удаления воздуха из объема композита, после чего оставались в нем в течение суток до полного затвердевания.

Далее образцы композитов были испытаны на прочность (табл.2.).

Табл.2. Результаты испытания образцов на прочность из ЭДП с графеном

Материал	Максимальная предельная нагрузка, кгс/см^2					Средняя предельная нагрузка, кгс/см^2
ЭДП	740	710	700	720	710	720±10
ЭДП+0,25графен	1200	1400	1300	1250	1280	1290±10
ЭДП+0,50графен	1460	1400	1540	1620	1560	1520±10
ЭДП+1,00графен	1350	1400	1350	1260	1320	1340±10
ЭДП+1,50графен	1380	1360	1280	1240	1220	1300±10

В случае с образцами из ЭДП с наполнителем в виде мультиграфена, наблюдается значительное повышение максимальной предельной нагрузки в сравнении с образцами без добавок графена. При этом максимальная выдерживаемая нагрузка наблюдается при концентрации графена 0,5 вес.%, после чего данный показатель снижается. Максимальное среднее значение достигает 1520 кгс/см^2 или 148 МПа, что удовлетворяет пороговым значениям давления для формовки твердых сплавов [10].

Таким образом, полученные результаты показывают, что добавки графена в 2 раза позволяют увеличить прочность композита. Данные результаты лягут в основу разработки композитов для 3D-печати на основе полимеров PLA и PETG с добавками графена.

Литература

1. Chang S. H., Chen S. L. Characterization and properties of sintered WC–Co and WC–Ni–Fe hard metal alloys // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – V. 585. – P. 407-413.
2. Кубанова А. Н., Гвоздев А. Е. История развития порошковой металлургии и ее применение в современных технологиях // Чебышевский сборник. – 2021. – Т. 22. – №. 2 (78). – С. 437–448.
3. Трофименко Н. Н. и др. Получение мелкозернистых твердых сплавов системы WC-Co (обзор) // Труды ВИАМ. – 2020. – №. 1 (85). – С. 92-100.
4. Heogh W. et al. The design and additive manufacturing of an eco-friendly mold utilized for high productivity based on conformal cooling optimization // Materials & Design. – 2022. – V. 222. – С. 111088.
5. Tan C. et al. Design and additive manufacturing of novel conformal cooling molds // Materials & Design. – 2020. – V. 196. – P. 109147.
6. Роговина С. З. и др. Исследование механических свойств, морфологии и биоразлагаемости композиций полилактида с полисахаридами // Химия растительного сырья. – 2015. – №. 1. – С. 29-39.
7. Patil P. et al. Multi-objective optimization of process parameters of Fused Deposition Modeling (FDM) for printing Polylactic Acid (PLA) polymer components // Materials Today: Proceedings. – 2021. – V. 45. – P. 4880-4885.
8. Tanveer M. Q. et al. Effect of infill pattern and infill density on mechanical behaviour of FDM 3D printed parts – a current review // Materials Today: Proceedings. – 2022. – V. 62. – P. 100-108.
9. Петров В. М., Безпальчук С. Н., Яковлев С. П. О влиянии структуры на прочность изделий из пластиков, получаемых методом 3D-печати // Вестник государственного университета морского и речного флота им. адмирала СО Макарова. – 2017. – №. 4 (44). – С. 765-776.
10. Баженов М.Ф., Байчман С.Г., Карпачев Д.Г. Твёрдые сплавы: Справочник / Под ред. М.Ф.Баженова. - М.: Металлургия, 1978. – 184 с.

УДК 678.0

ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СРОКА ЭКСПЛУАТАЦИИ ОПОР СКОЛЬЖЕНИЯ МОСТОВ[1]

POLYMER MATERIALS FOR INCREASING THE SERVICE LIFE OF BRIDGE SLIP SUPPORTS

Рогов В. Е. – д.т.н., с.н.с.
ФГБУН Байкальский институт природопользования СО РАН, Улан-Удэ
e-mail: rogov54v@mail.ru

Abstract. The article presents an analysis of the polymeric materials used as sliding layers in bridge supports. A review of standardized fluoroplastic antifriction materials for possible use in the bearing parts of bridges has been carried out. The most promising fluoroplastic composite materials are presented that can work in a pair of "fluoroplastic - steel" without lubricant.
Key words: bridge bearing part, polytetrafluoroethylene, sliding friction, wear, fluoroplastic composite materials

Аннотация. В статье представлен анализ полимерных материалов используемых качестве слоев скольжения в опорах мостов. Проведён обзор стандартизованных фторопластовых антифрикционных материалов для возможного использования в опорных частях мостов. Представлены наиболее перспективные фторопластовые композиционные материалы способные работать в паре «фторопласт - сталь» без смазочного материала.
Ключевые слова: опорная часть моста, политетрафторэтилен, трение скольжение, износ, фторопластовые композиционные материалы.

Одними из ответственных элементов мостовых сооружений являются опорные части [1-2]. При эксплуатации опорные части воспринимают как статические, так и динамические нагрузки от пролетных строений и подвижного состава, а также деформации стальных пролетов мостов, что связано с суточными перепадами температур. Поступательные перемещения подвижных опорных частей при изменении температур окружающего воздуха осуществляются за счет: деформирования, качения и скольжения. Так, компенсация теплового расширения старых массивных арочных мостов небольшой длины происходит обычно за счет совместного деформирования с грунтовыми массивами берегов. Опорные части, реализующие перемещение за счет опор качения громоздки и требуют постоянного ухода и контроля смазки. В опорах скольжения используются полимерные материалы [3,4] в режиме жидкостного трения. Применение смазочных жидкостей требует специальных устройств, постоянного контроля и ухода за ними, что приводит к дополнительным затратам и негативно влияют на окружающую среду. Исходя из того, что в последние годы резко возросло внимание к экологической чистоте узлов трения, то в отдаленной перспективе, по мнению автора, опоры скольжения мостовых сооружений должны работать в паре с полимерными материалами без применения смазочного материала. В настоящее время за счет увеличение длины пролётов и повышения грузопотоков возросла нагрузка, непосредственно на пару скольжения «сталь – полимер», что приводит к изменению эксплуатационных показателей мостов в целом. Таким образом, представляет интерес провести обзор литературных источников и сделать анализ имеющихся полимерных материалов способных удовлетворить условия долговечного и безаварийного содержания и обслуживания мостовых сооружений. Тем более что рекомендации по проектированию и установке полимерных опорных частей мостов [4] давно не пересматривались.

[1] Работа выполнена в рамках государственного задания Байкальского института природопользования СО РАН № 0273-2021- 0007.

Конструкции опорных частей с подвижными опорами скольжения представлены на рисунках 1, 2. Линейные перемещения опорных узлов обеспечиваются парой скольжения полированная нержавеющая сталь - фторопласт. В сферических опорных частях дополнительно между балансирами устанавливается полимерный антифрикционный материал. Для плавного движения плит по направляющим элементам используется металлофторопластовый материал, в виде полос (Рис. 1, поз. 5 и Рис.2, поз.6).

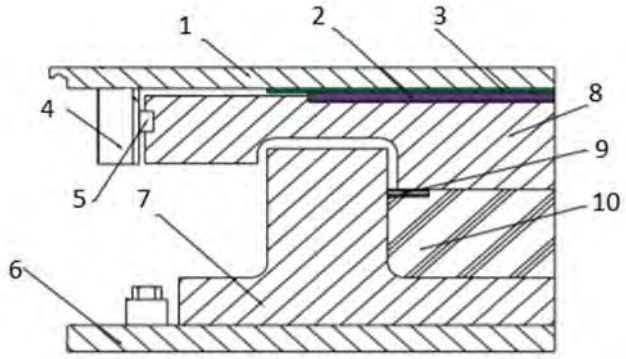


Рис. 1 - Конструкция линейно подвижной опорной части моста
1 – верхняя плита, 2 – стальной полированный лист, 3 – антифрикционная полимерная прокладка, 4 – направляющая, 5 – металлофторопластовая полоса, 6 – нижняя плита, 7 – стакан, 8 – крышка, 9 – уплотнительные кольца, 10 – резиновый вкладыш

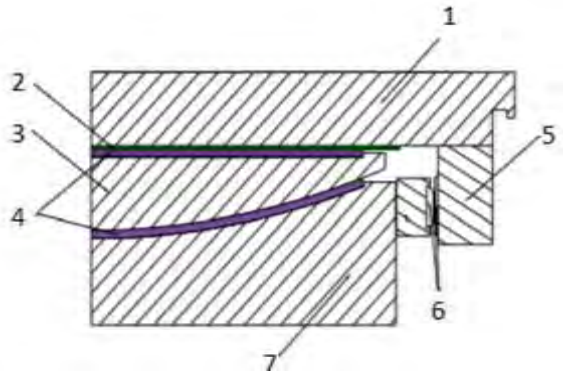


Рис. 2 - Конструкция шаровой сегментной опорной части моста
1 –плита скольжения, 2 – стальной полированный лист, 3 – верхний балансир, 4 – антифрикционная полимерная прокладка, 5 – направляющая, 6 – пара трения, 7 – нижний балансир.

В скользящих трибосопряжениях рекомендовано использовать пластины из фторопласта-4 марок П, ПН, которые располагаются в выточках (балансиров, крышек, плит) [4]. В парах скольжения с фторопластом используют листовую коррозионностойкую хромоникелевую сталь ГОСТ 5582-75 с полированной контактной поверхностью. Применение ПТФЭ в опорах скольжения обусловлена наличием у него ряда уникальных свойств: аномально низкий среди конструкционных материалов коэффициент трения (0,04–0,05 по стали без смазки), высокая термостойкость (температура начала разложения 415^0С), высокая химическая устойчивость, прекрасные изоляционные свойства [5]. Однако, фторопласт имеет недостаточную износостойкость в трибосопряжениях (износ фторопласта при трении в 4–5 раз больше, чем у капролона, полиамида, полиэтилен и наполненных материалов на их основе) и повышенную ползучесть (текучесть) при длительных воздействиях нагрузок. Для повышения износостойкости ПТФЭ в мировой практике выработано два основных подхода. Первый основан на создании композиционных материалов путем введения во фторопласт мелкодисперсных (в последнее время ультрадисперсных и наноразмерных) наполнителей (графита, кокса, рубленого стекловолокна и углеродного волокна, оксидов металлов, наночастиц различных соединений и др.) [6]. Второй способ основан на сополимеризации тетрафторэтилена с другими частично или полностью фторированными мономерами. Оба

способа позволили получить серию новых материалов с улучшенными характеристиками, которые используются в основном как конструкционные материалы.

Рекомендуемая пара скольжения [4] работает планируемое время в том случае, когда амплитуда перемещений пролетов моста незначительна. В областях с резко континентальным климатом амплитуда перемещений может составлять несколько десятков сантиметров в сутки, что приводит к значительному износу полимера [7].

Автором были рассмотрены промышленные фторопластовые композиционные материалы по следующим критериям:

- эксплуатация без использования смазочных материалов;
- износостойкость выше, чем у основного полимера не менее чем в 1000 раз;
- материал работает в паре по стали;
- коэффициент трения равен или не значительно выше исходного полимера.

Из более трех десятков стандартизованных композитов на основе ПТФЭ были выбраны материалы, отвечающие данным требованиям таблица 1.

Таблица 1 Сравнительные триботехнические характеристики промышленных фторопластовых композиционных материалов

Показатели	Торговые марки фторопластовых композитов					
	Ф-4	Ф4К15М5	Ф4К15УВ5	Флубон-20	Флувис-20	Флувис-20 ПХО
	ГОСТ 10007-72	ТУ 6-05-1412	ТУ 6-05-041-781	ТУ301-05-16	РБ 03535279.071	
Коэффициент трения по стали	0,04	0,1- 0,39	0,08-0.35	0,05	0,05	0.05
Обратная пара трения	Сталь	Сталь	Сталь	Сталь	Сталь	Сталь
Относительная износостой-сть	1	1000	1000	2000	2000	3500
Условия работы		Влага, конденсат, без смазки	В различных средах без смазки	Жидкие, газовые среды, без смазки	Агрессивные среды, без смазки	

Кроме представленных материалов на основе фторопласта-4, имеется материал, структуру которого изменяют за счет совместных температурных и радиационных модификаций. Материал Ф-4РК [7, 8] обладает более высокими показателями модуля упругости и предела текучести по отношению к исходному материалу. Ползучесть уменьшается до 100 раз, износостойкость увеличивается в 10^3 - 10^4 раз, при низком коэффициенте трения (таблица 2).

Таблица 2 Сравнительные свойства материалов Ф – 4 и Ф - 4РМ

Показатели	Ф - 4	Ф - 4РМ
Плотность , кг/м^3	2180	2200
Прочность при растяжении, МПа	25	14,2
Относительное удлинение при разрыве,%	350	125
Модуль упругости при растяжении, МПа	350	630
Напряжение сжатия при деформации 10%, МПа	15	25
Деформация при сжатии под нагрузкой 14 МПа за 24 ч, %	16	6,8
Остаточная деформация через 24 ч после снятия нагрузки, 14 МПа	9,8	0,6
Коэффициент трения по стали	0,08	0,08
Интенсивность изнашивания при трении по стали 30ХГСА под нагрузкой 2,4 МПА и скорости 0,3 м/с, мм/км	3,0	0,003
Твердость по Бринеллю, МПа	35	45
Максимальная рабочая температура, ^{0}С	260	260

Представленные износостойкие полимерные материалы, имеют в тысячи раз повышенные трибологические характеристики при работе в узлах трения в отсутствие смазки по сравнению с исходным полимером. Данный факт позволяет свидетельствовать, что замена скользящих элементов из фторопласта - 4 на описанные выше материалы в опорах скольжения позволит оптимизировать работу ответственных скользящих элементов транспортно-логистических систем, значительно увеличив их несущую способность и срок службы.

Перспективным материалом на замену ПТФЭ является радиационно-модифицированный ПТФЭ марки Ф-4РК (ТУ 2213-103-00208982-2007), затем промышленные фторопластовые композиционные материалы марок Флувис-20ПХО, Флубон-20, Флувис-20, Ф4К15М5 и Ф4К15УВ5. Для выбора оптимальных по износостойкости и надежности антифрикционных материалов при работе без смазки обеспечивающих требуемый срок службы скользящих элементов в опорах скольжения мостов необходимы дальнейшие уточнения, расчеты и более детальные научные и экспериментальные исследования.

Литература

1. Бычковский, Н. Н., Данковцев А.Ф. Металлические мосты. В 2ч - Ч. 1. – Саратов: Саратовский государственный технический университет – 2005. – 364 с.
2. Рузов А.М. Эксплуатация мостового парка. – М.: Академия. –2007 – 176 с.
3. Фомин Д.В. Опорная часть моста и её материал. // Инженерные системы и сооружения. 2014. № 2 (15). – С. 80–90.
4. ОДМ 218.2.002–2008. Рекомендации по проектированию и установке полимерных опорных частей мостов / (Издан на основании распоряжения Федерального дорожного агентства РОСАВТОДОР) от 20.02.2008г. №73-р. М.: – 2008 – 115 с.
5. Паншин Ю.Ф. Фторопласты / Ю.Ф. Паншин, С.Г. Малкевич, Ц.С. Дунаевская – Л.: Химия –1978 – 232 с.
6. Корнопольцев Н.В., Рогов В.Е., Ленская Е.В., Корнопольцев В.Н. Разработка материалов и покрытий на основе политетрафторэтилена//Химия в интересах устойчивого развития. 2004. –Т. 12. – № 6. – С. 703–708.
7. Карапетов Э.С., Белый А.А. Эксплуатационная надежность мостовых сооружений в суровых климатических условиях // Путевой навигатор. – 2020. – № 43. – С. 60–69.
8. Хатипов С.А., Конова Е.М., Артамонов Н. А. Радиационно–модифицированный политетрафторэтилен: структура и свойства // Российский химический журнал (Журнал Российского химического общества им. Д. И. Менделеева) – 2008. – т. LII – № 5 – С. 64.

УДК 621.539.43.001.24

НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ В УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ АСИММЕТРИЧНОМ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

ACCUMULATION OF DAMAGES IN CARBON STEEL UNDER ASYMMETRIC LOW-CYCLE LOADING

Романов А.Н. – проф., д.т.н., гл.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: alrom37@mail.ru

Abstract. On the basis of the deformation-kinetic criterion of fatigue fracture, the role of cyclically reversible plastic deformation (deformation in the half-cycle of tension), unilaterally accumulating static and elastic deformation on the limiting accumulation of damage is investigated. It is shown that under cyclic elastoplastic deformation with a cycle asymmetry $r_б$ = – 0.7 of carbon steel, which is a cyclically stabilized material, in the low-cycle durability region, the main damaging component is one-sided deformation accumulating with the increase in the number of loading cycles. The limiting state in this case is the loss of stability of plastic deformation during the last half-cycle of loading, which causes the quasi-static nature of fracture. The parameters of the bearing capacity of structural materials are determined: the true ultimate strength and the corresponding plastic deformation.

Keywords: Low-cycle loading, cycle asymmetry, carbon steel, damage accumulation, limiting state, deformation-kinetic criterion.

Аннотация. На основе деформационно-кинетического критерия усталостного разрушения исследована повреждающая роль циклически обратимой пластической, односторонне накапливающейся статической и упругой деформации в предельном накоплении повреждений. Показано, что при циклическом упругопластическом деформировании (с асимметрией цикла $r_б = – 0,7$) углеродистой стали, являющейся циклически стабилизирующимся материалом, в области малоцикловой долговечности основной повреждающей компонентой является односторонне накапливающаяся с ростом числа циклов нагружения деформация. Предельным состоянием при этом является потеря устойчивости пластической деформации на последнем полуцикле нагружения, обуславливающем (квазистатическое разрушение). Определены параметры несущей способности конструкционных материалов: истинный предел прочности и соответствующая ему пластическая деформация.

Ключевые слова: Малоцикловое нагружение, асимметрия цикла, углеродистая сталь, деформационно-кинетический критерий, накопление повреждений, предельное состояние,

Введение

Сопротивление конструкционных материалов деформированию и разрушению зависит не только от структурного состояния, но и от условий нагружения.

Ранее было показано [1-5], то структурное состояние материала при циклическом упругопластическом деформировании обуславливает его упрочнение (ширина петли гистерезиса уменьшается с ростом числа циклов нагружения с заданной амплитудой нагрузки, а напряжения возрастают при нагружении с заданным размахом упругопластической деформации) или разупрочняются (ширина петли гистерезиса увеличивается при заданной амплитуде нагрузки, а напряжения падают при поятоянном размахе деформации). Для циклически стабилизирующегося материала эти параметры остаются практически неизменными или слабо изменяющимися при нагружении до предельного состояния [3].

Целью данной работы исследования являлось определение влияния асимметрии цикла на кинетику накопления повреждений и предельное состояние, оценка возможности

применения деформационно-кинетического критерия усталостного разрушения для определения уровней накапливаемых повреждений и предельного состояния при циклическом упругопластическом деформировании, оценка повреждающей роли обратимой пластической, односторонне накапливающейся и упругой деформации на предельное состояние в зависимости от уровня нагрузки и асимметрии цикла нагружения.

Для мягкого малоциклового нагружения характерны два вида предельных состояний: квазистатическое и усталостное разрушение. При жестком нагружении предельным состоянием во всем диапазоне долговечностей является образование трещины. Такого рода предельное состояние свойственно нагружению в области равномерной деформации. При статическом нагружении равномерной деформацией является деформация до предела прочности σ_b. Характер накопления повреждений зависит также от структурного состояния материала: упрочнение, разупрочнение, стабилизация.

Сталь 22к является циклически стабилизирующимся материалом (большую долю чисел циклов до разрушения при нагружении с заданной амплитудой нагрузки ширина петли гистерезиса не изменяется или изменяется незначительно и не изменяет уровень нагрузки при нагружении с заданным размахом упругопластической деформации). Механические свойства при 20^0C: $\sigma_{0,2} = 330$ МПа, $\sigma_b = 620$ МРа; $\psi = 45\%$.

Малоцикловое нагружение образцов диаметром 12 мм осуществляли при растяжении-сжатии с частотой 3-5 циклов в минуту и асимметрией циклов $r_\sigma = -1$ и -0,7. Осуществлялось измерение поперечной деформации с пересчетом в продольную с помощью коэффициентов поперечной деформации.

На рис. 1 представлены изменения деформаций в полуциклах растяжения стали 22к при симметричном (рис. 1,а) и асимметричном (рис. 1,б) циклах нагружения.

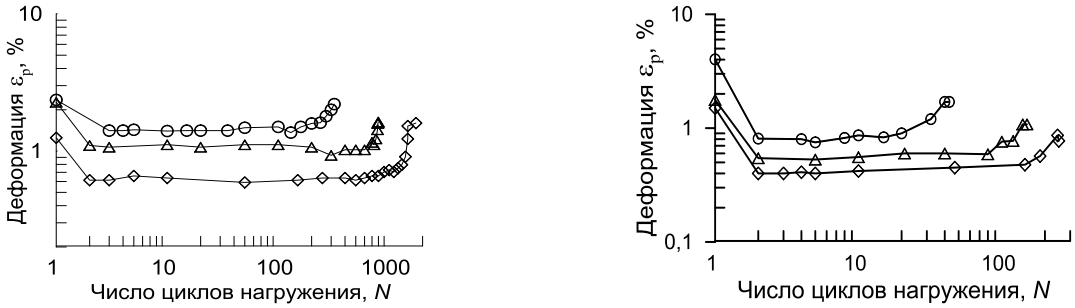
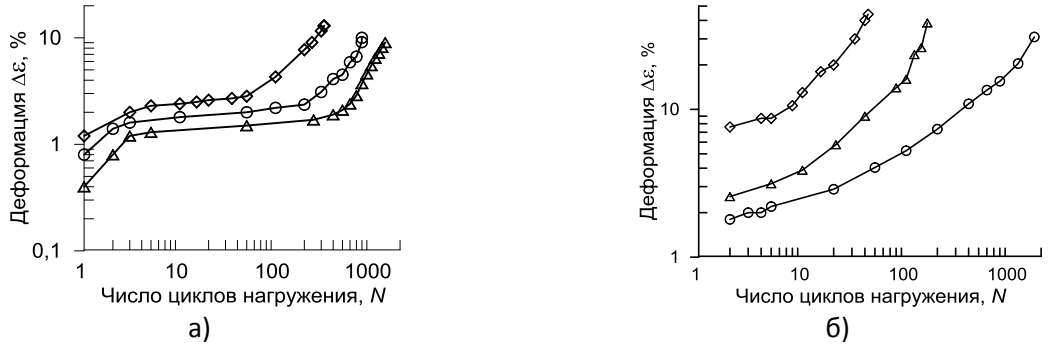


Рис.1. Деформации в полуцикле растяжения (обратимые деформации) стали 22к при симметричном (а) и асимметричном (б) циклах нагружения

Значительное упрочнение наблюдаются в первом цикле нагружения. При этом имеет место активное разупрочнение на заключительной стадии, когда активизируется одностороннее накопление пластических деформаций (рис. 1,б) как и при симметричном цикле (рис. 1,а). При асимметричном цикле деформация в полуциклах растяжения при равных долговечностях (рис. 1,б) меньше, чем при симметричном цикле (рис. 1,а).



Рнс.2. Накопление пластических деформаций стали 22к при симметричном (а) и асимметричном (б) циклах нагружения.

Накопление деформаций при симметричном цикле меньше (рис. 2,а), чем при асимметричном цикле (рис. 2,б) нагружения.

Оценка уровней накопленных повреждений на любой стадии нагружения и при достижении предельных состояний осуществляли с помощью деформационно-кинетического критерия усталостного разрушения в виде [1]:

$$\eta = \int_0^N \frac{\varepsilon_p \varepsilon_{ep}}{\varepsilon_{st}^2} dN + \int_0^N \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{st}} dN \,, \tag{1}$$

и в предельном случае:

$$\int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p \varepsilon_{ep}}{\varepsilon_{st}^2} dN + \int_0^{N_f} \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{st}} dN = 1 \tag{2}$$

или

$$\eta = \int_0^N \frac{\varepsilon_p^2}{\varepsilon_{st}^2} dN + \int_0^N \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{st}} dN + \int_0^N \frac{\varepsilon_p \varepsilon_e}{\varepsilon_{st}^2} dN \tag{3}$$

и при разрушении

$$\int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p^2}{\varepsilon_{st}^2} dN + \int_0^{N_f} \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{st}} dN + \int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p \varepsilon_e}{\varepsilon_{st}^2} dN = 1 \,, \tag{4}$$

где ε_p – пластическая деформация в полуцикле растяжения, ε_{ep} – упругопластическая деформация, ε_e – упругая деформация, равная $\varepsilon_e = \sigma_a/E$, ε_{st} – деформация однократного статического разрушения, соответствующая истинному пределу прочности (сопротивление отрыву) в момент потери устойчивости пластической деформации (началу образования шейки), N – текущее число циклов нагружения, N_f – число циклов до разрушения (образование трещины или потеря устойчивости пластической деформации).

Зависимости (1)-(4) позволяют оценивать повреждения и предельные состояния как в области малоцикловой, так и многоцикловой усталости.

Первый член в зависимостях (2) и (3) определяет уровни накопленных повреждений от обратимой пластической деформации (деформации в полуцикле растяжения). Как следует из рис.3,а, уровни накопленных повреждений от обратимой деформации зависит от уровня нагрузки (долговечности) и находился в пределах от 0,42 (N_f = 1472 цикла) до 0,6 (N_f = 799 циклов) при симметричном цикле. Для асимметричного цикда повреждающий вклад в предельное накопление составил 0,3 для N_f = 1853 цикла, 0,04 для N_f = 44 цикла и 0,05 для N_f = 162 цикла.

Второй член в зависимостях (3) и (4) определяет накопление повреждений от односторонне накапливающейся пластической деформации.

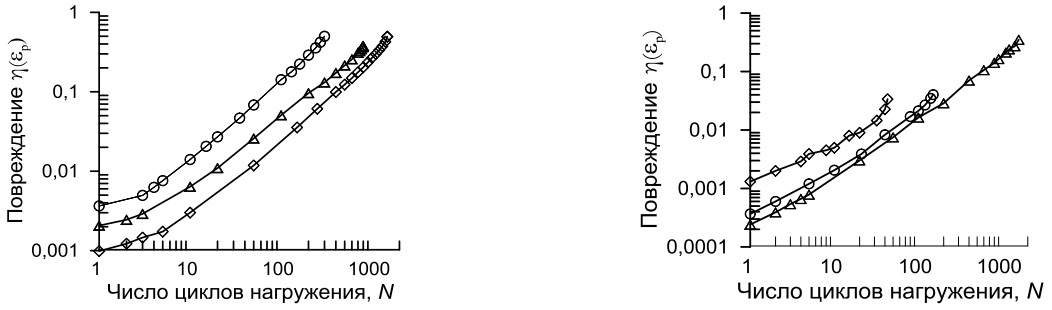


Рис.3. Повреждения от обратимой пластической деформации в стали 22к при симметричном (рис.3,а) и асимметричном цикле нагружения (рис.3,б).

Как следует из рис.2,б, асимметрия цикла активизирует процессы одностороннего накопдления деформаций и тем самым увеличивает по сравнению с симметричным циклом (рис.4,а) повреждения от накопленной деформации (рис.4,б). Если при симметричном цикле повреждения с ростом долговечности изменяются в диапазоне 0т

0,28 до 0,4, то при асимметричном цикле этот диапазон находится в интервале от 0,6 до 0,95 (рис.4,б).

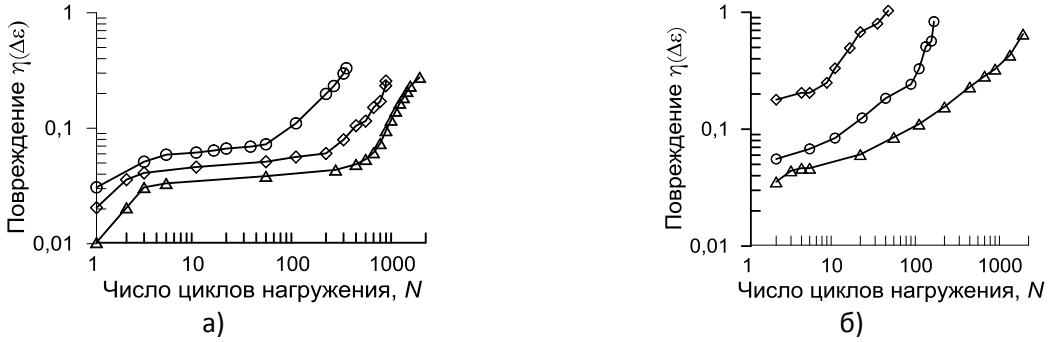


Рис. 4. Повреждения от односторонне накопленной деформации в стали 22к при симметричном (а) и асимметричном (б) цикле нагружения.

Третий член в критериях (3) и (4) определяет уровни накапливаемых повреждений от упругой деформации.

При малоцикловом нагружении в связи с односторонним накоплением пластической деформации и уменьшением сечения образца возрастают напряжения в циклах и увеличиваются упругие деформации. При симметричном цикле значительный рост напряжений наблюдался лишь при квазистатическом разрушении. При больших числах разрушения рост напряжений практически не наблюдается (сталь циклически стабильная). При асимметричном цикле активное накопление деформаций обуславливает значительный рост напряжений с увеличением числа циклов нагружения.

Как следует из рис.5, повреждение от упругой деформации при симметричном и асимметричном циклах нагружения сопоставимы при равных долговечностях. Таким образом, вклад каждой из составляющих деформаций зависит от амплитуды нагрузки и асимметрии цикла.

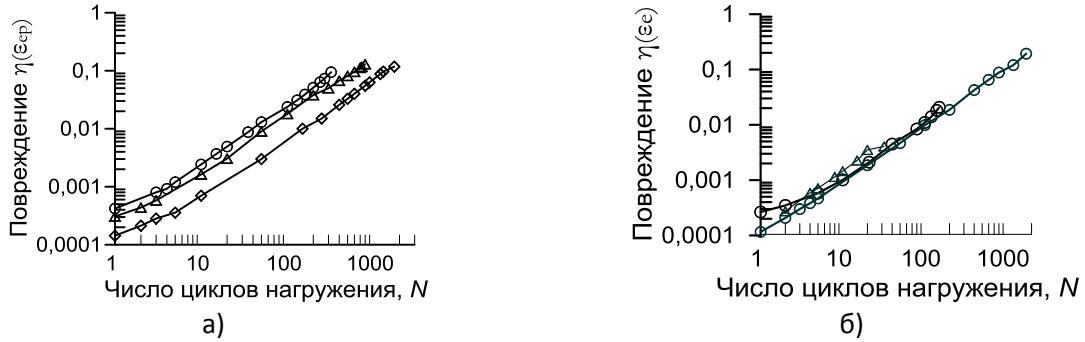


Рис.5. Повреждение от упругой деформации при симметричном (а) и асимметричном (б) циклах.

При асимметричном цикле нагружения с большой амплитудой нагрузки (σ_a = 593 МПа, N_p = 44 цикла) предельное состояние в основном достигается повреждением от односторонне накопленной деформации (рис.6.а). При этом максимальное повреждение от обратимой деформации составляет 0,02, а от упругой 0,08.

При напряжении σ_a = 560 МПа (N_p = 162 цикла) основным повреждением остается повреждение от накопленной деформации (рис. 6,б), повреждение от обратимой деформации составило 0,04, а упругой всего лишь 0,02.

При долговечности N_p =1853 цикла (σ_a = 483 МПа) повреждение от накопленной деформации уменьшается, но остается высоким и в предельном случае составило 0.64. а от обратимой – 0,31. Повреждение от упругой деформации при этом не велико.

Во всех рассмотренных случаях асимметричного нагружения имело место квазистатическое разрушение: предельное состояние характеризуется потерей устойчивости пластической деформации, протекающей в последнем полуцикле нагружения. Равенство

повреждений от обратимой и накопленной деформаций наблюдалось на 1400 цикле нагружения (рис. 6,в).

Предельные повреждения при асимметричном цикле представлены на рис. 6,г. На первых двух циклах накопления деформаций не происходило, и в связи с этим виден излом кривых.

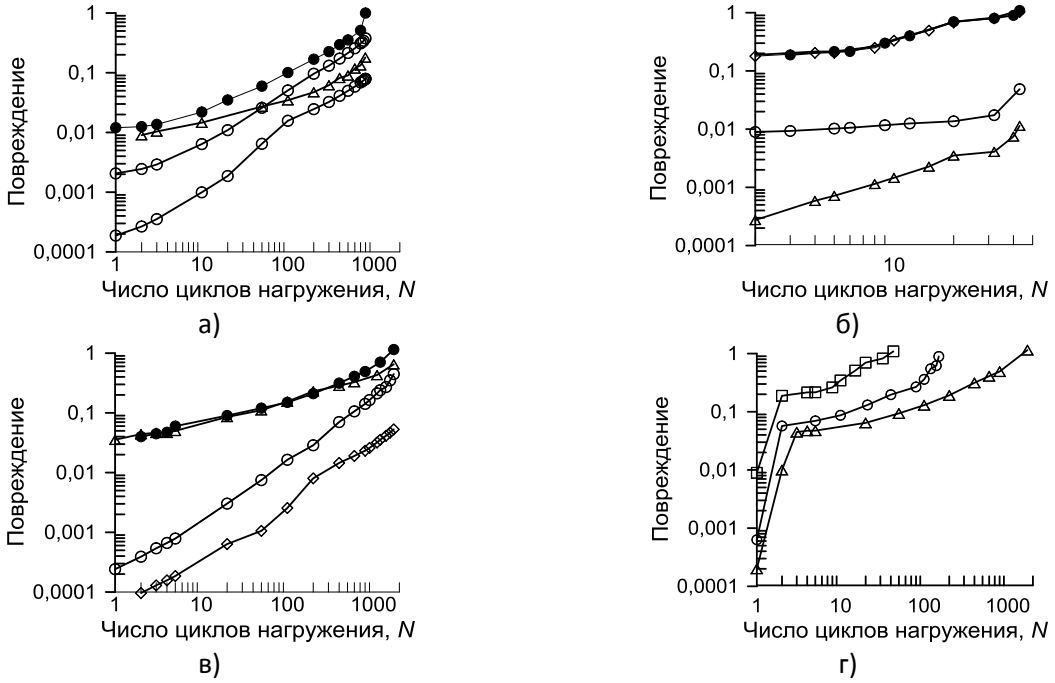


Рис.6. Повреждение от обратимой, односторонне накопленной и упругой деформаций при симметричном (а) и асимметричном (б-в) и предельные повреждения (г) при асимметричном нагружении.

Следует заметить, что равенство вкладов от обратимой и накопленной деформаций при асимметричных циклах по сравнению с симметричным циклом смещается в сторону больших долговечностей. Таким образом, асимметрия цикла усиливает повреждение от односторонне накапливающейся деформации.

Выводы

1. Асимметрия циклов по сравнению с симметричным циклом расширяет диапазон долговечностей квазистатического разрушения.
2. Повреждающая роль упругой деформации при квазистатическом разрушении невелика и с ростом долговечности (уменьшением нагрузки при заданной асимметрии) резко возрастает и при многоцикловой усталости становится превалирующей.
3. Деформационно-кинетический критерий позволяет описывать кинетику повреждений и предельное состояние при асимметричном малоцикловом нагружении.

Литература

1. Романов А.Н. Критерии усталостного разрушения. *Инж. журнал: Справочник. Приложение*, 2007. №6. С. 1-35.
2. Romanov A.N. Nesterenko G.I., Filimonova N.I. Damage accumulation under variable loading of cyclically hardening material at the stages of formation and development of cracks. *J. Mach. Manuf. Reliab*. 2018. V. 47. No 5. P. 414-419.
3. Romanov, A.N. Damage accumulation in cyclically stable steel under low-cycle loading and elevated temperature. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2021. V.1023. 012026.
4. Romanov A. N. The kinetic of the true stress at low-cycle loading. *J. of Phys.: Conf. Series*, 2019. V. 1431. 012048.
5. Romanov A. N. Damage accumulation and limit states under the low-cycle loading of structural softening steel, *Eng. Failure Analysis*, 2022. Vol. 142, 106836.

УДК 669.2/.8:620.178.6

ВЛИЯНИЕ ПОНДЕРОМОТОРНЫХ ЭФФЕКТОВ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ

INFLUENCE OF PONDEROMOTOR EFFECTS ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF STEEL UNDER THE CONDITIONS OF ELECTROPLASTICITY

Савенко В.С. – доктор технических наук, профессор,
заведующий кафедрой физики и математики
Мозырский государственный педагогический университет
имени И.П. Шамякина, Мозырь, Беларусь
e-mail: savenko.vladimir195@gmail.com

Annotation. The article deals with the electroplastic deformation of steel samples under the action of current pulses of high density $j=10^3$ A/mm^2 and duration $\tau=10^{-4}$. A comparative analysis of the microstructure of samples and microhardness was carried out under the conditions of electroplasticity.
Key words: electroplastic deformation, microstructure, microhardness.

Аннотация. Рассмотрена электропластическая деформация образцов стали в условиях действия импульсов тока большой плотности $j=10^3$ А/мм^2 и длительностью $\tau=10^{-4}$. Проведен сравнительный анализ микроструктуры образцов и микротвердости в условиях электропластичности.
Ключевые слова: электропластическая деформация, микроструктура, микротвердость.

В настоящее время широко применяется метод обработки металловдавлением, основанный на дополнительном воздействии высокоэнергетических коротких импульсов тока на материалах во время деформации, получивший название электропластическая деформация (ЭПД). Интерес вызывает одновременное сочетанием таких факторов, как снижение усилий деформирования и интенсификация технологического процесса обработки металлов и получение материалов с улучшенными физико-механическими свойствами, с соответствующими служебными и эксплуатационными характеристиками, что реализуется при электропластичности. ЭПД успешно применяется в таких технологических процессах обработки металлов, как волочение, прокатка, штамповка, брикетирование металлических отходов под воздействием электрического тока.

Метод ЭПД позволяет управлять процессами деформаций, посредством воздействия на электронную подсистему металла импульсами тока. Процесс деформирования при этом сопровождается нагружением выше предела текучести и воздействием коротких (длительностью 10^{-4} – 10^{-3}с) и высокоэнергетических импульсов тока (амплитудное значение плотности тока J_m = 10^3 – 10^4 А/мм^2). Возбуждение импульсов тока большой плотности во время пластической деформации выше предела текучести в металле, приводит к возникновению дополнительных механических напряжений за счет пондеромоторных факторов, которые обусловливают виброакустические ультразвуковые колебания кристаллической решетки на фронте нарастания импульса. При этом в зоне деформаций возникает электропластический эффект (ЭПЭ), возбуждающий электронную подсистему металла, вызывая колебания кристаллической решетки, снижение деформирующих усилий при отсутствии тепловой дилатации и существенного теплового эффекта. Причём одно это действие не оказывает значительной деформации на материал, но при одновременном осуществлении пластического деформирования даёт значительное облегчение при осуществлении

технологического процесса [1]. При пропускании коротких импульсов электрического тока при деформации металла снижались усилия деформации, менялись физико-механические характеристики материала.

Известен способ дальнейшего облегчения процесса пластической деформации, при котором указывалось возникновение электронного парамагнитного резонанса (ЭПР), воздействующего на механические свойства образца, например на пластические свойства кристалла, что приводило их к резонансному изменению, реализуя спиновое разупрочнение металла (СРМ) [2]. Новый эффект СРМ, при его реализации в суммарном эффекте ЭПД, требует наличия скрещённых полей собственного магнитного поля тока, а также постоянного создания свежих дислокаций, реализуемое за счёт активной деформации (сжатием или растяжением) с постоянной скоростью или чередование деформации с релаксацией напряжений без снятия нагрузки [3].

В статье представлены результаты исследования микроструктуры и микротвёрдости в образцах стали под действием электромагнитных воздействий. Исследуемые образцы стали марки 12Х18Н10Т толщиной до 0,2 мм вырезались с необходимой конфигурацией для испытания в разрывной машине ИР 5047-50-10 (длина рабочей части образцов составляла 28 мм). Образцы подвергались растяжению с различными скоростями (от 0,2 до 6,3 мм/мин), с одновременным пропусканием электрического тока.

Микроструктура исследуемых образцов стали марки 12Х18Н10Т до и после воздействия электрического тока определялась с помощью инвертированного металлографического микроскопа EPIPHOT 200(Япония). Морфологический анализ зёренной структуры проводился на приборе «Пост микроконтроля МК-3», с использованием программного обеспечения AutoscanObjects.

Определение предела текучести при изменении параметров микроструктуры при воздействии тока на образец проводился с использованием соотношения Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_O + kd^{-\frac{1}{2}},$$

где d– средний размер зерна; σ_o– сопротивление движению дислокаций в образце; k – коэффициент Холла-Петча.

Анализ микротвёрдости исследуемых образцов проводился на цифровом микротвердомере BUEHLER MicroMet 5114, при помощи четырёхгранной алмазной пирамидки ($\theta = 136°$). Время индентирования составляло 15 с при нагрузке 1000 г. На образце в разных точках ставилось не менее 10 отпечатков, затем после снятия приложенной нагрузки измерялась диагональ отпечатка. Значение микротвёрдости по Виккерсу определялось соотношением:

$$HV = k \cdot \frac{F}{S},$$

где k – постоянная(0,1891);

F – нагрузка, используемая при измерении, Н;

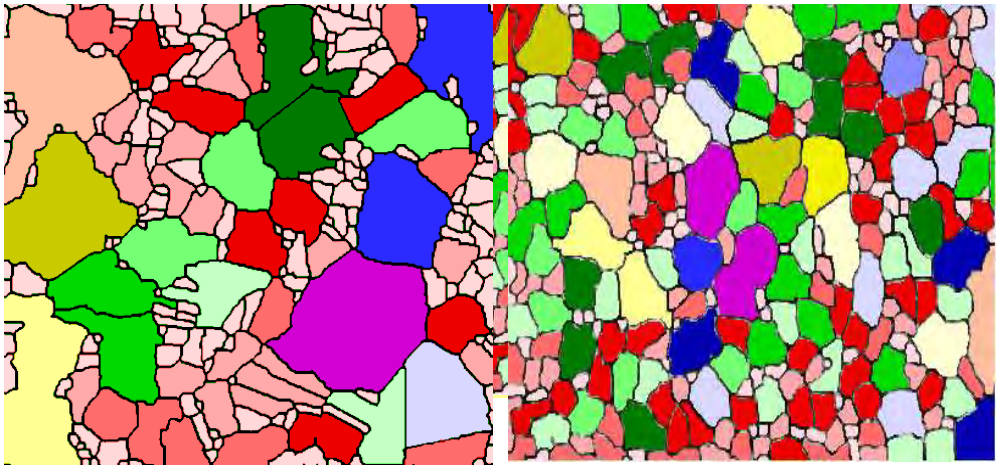
S – площадь поверхности пирамидального отпечатка, определяемого как среднеарифметическое значение длин диагоналей d_1 и d_2, мм.

При пропускании импульсов тока в зоне деформации образца стали 12Х18Н10Т, находящейся под действием напряжений выше предела текучести, помимо изменения пластичности наблюдается возникновение более мелкозернистой микроструктуры, уменьшение зёренного размера, изменение морфологии, а также появление зон рекристаллизации внутри материала с зёренным размером 1 – 3 мкм, что указывает на изменение прочностных характеристик (рис. 1 а, б).



а) б)

Рис.1. Микроструктура под действием тока (а) и без воздействия тока (б) (инвертированный металлографический микроскоп "EPIPHOT 200")



а) б)

Рис.2. Морфология образцов без тока (а) и с током (б) (100х)

В соответствии с морфологическим анализом микроструктуры в образцах в значительной степени проявляется зависимость *от внешних энергетических воздействий.* Микроструктура части образца, подвергшейся деформированию, приобретает мелкозернистый характер (рисунок 2 а, б), о чём свидетельствует уменьшение периметра, а соответственно и площади зёрен. Также для зёрен при этом характерно значительное снижениезначений *длины, ширины, удлинения зёрен*принятие округлой формы *с преимущественной ориентацией аксиальной структуры.*

С помощью ПО AutoscanObjects были получены гистограммы по параметру периметра зёрен с распределением по классам, соответственно с указанием доли по количеству (рисунок а) и доли по массе (рисунок б). Распределение по классам исходит из уменьшения значений периметра зёрен при движении по классам от 1 до 20. В соответствии с рисунком, для образца, подвергшегося деформированию без воздействия импульсов тока характерно преобладание зёрен 7 – 11 класса, тогда как для аналогичного образца, который получен при воздействии коротких высокоэнергетических импульсов тока, в значительной степени соответствует преобладание зёрен 12 – 19 класса, что также свидетельствует о приобретении более мелкозернистой структуры.

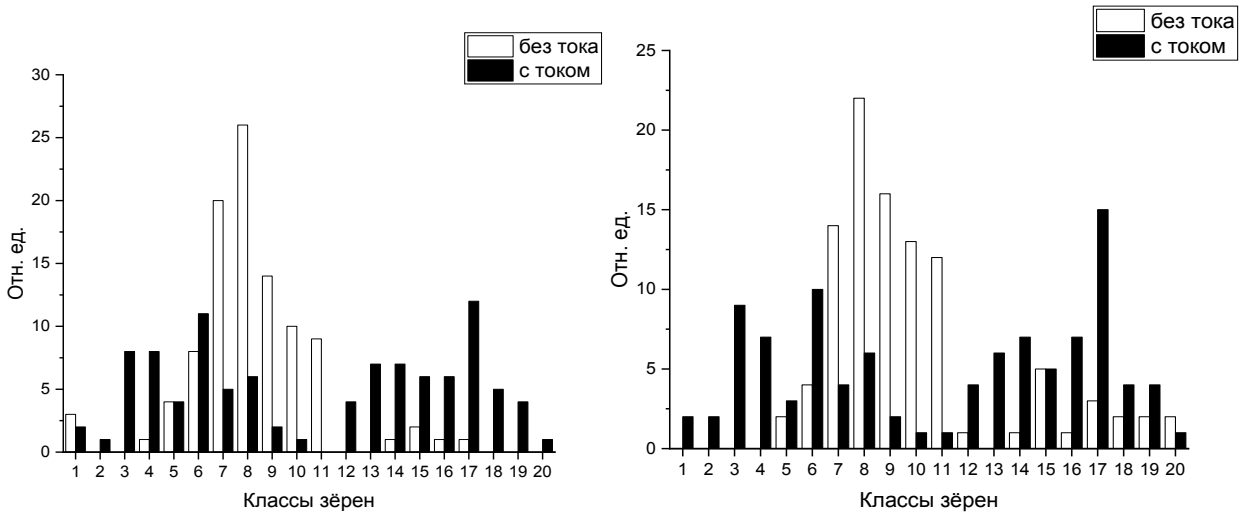


Рис. 3. Сравнительный график по параметру периметр:
а) доля по количеству, %; б) доля по массе, %

Уменьшение размера зерна приводит к увеличению *пределов текучести и прочности*. Данный эффект вызван добавлением дополнительных зёренных границ, являющихся дефектами, которые препятствуют движению дислокаций *из одного зерна в другое.*

Размер зёрен, плотность дислокаций и объемная доля частиц второй фазы важны при теоретической оценке физико-механических характеристик исследуемых образцов и являются факторами, от которых зависит предел текучести, чувствительный к изменению параметров микроструктуры. Средний размер зёрен и наличие комплекса препятствий для движения дислокаций можно, в общем случае, рассчитать предел текучести с помощью механизма, определяемого соотношением Холла-Петча.

Таким образом, установлено, что влияние внешних энергетических воздействий приводит к формированию мелкозернистой структуры стали марки 12Х18Н10Т, что выражалось в уменьшении структурных параметров зёрен (периметр, площадь), т.е. морфология значительно модифицируется. Измельчение зёрен способствует росту прочностных свойств, что связано с добавлением дополнительных зёренных границ, являющихся дефектами, которые препятствуют движению дислокаций из одного зерна в другое. Выявлено, что воздействие электрического тока способствует снижению величины микротвёрдости.

Литература

1. Савенко, В.С. Вклад пондеромоторных факторов в реализацию электропластической деформации/ В.С. Савенко, О.А. Троицкий, А.Г. Силивонец // Известия НАН РБ. Серия физико-технических наук. – 2017. – № 1. – С. 85–91.
2. Molotskii M., Fleurov V. Plasticity of ferromagnets near the Curie point // Philosophical Magazine. 2003. Vol. 83. No. 12. P. 142.
3. Савенко, В.С. Фундаментальные и прикладные исследования электропластической деформации металлов / В.С. Савенко, О.А. Троицкий. – Минск: ИВЦ Минфина, 2013. – 375 с.

УДК 539.3

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

FEATURES OF APPLICATION OF LASER SHOCK PROCESSING IN ADDITIVE TECHNOLOGIES

Сахвадзе Г.Ж. – д.т.н., гл.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: sakhvadze@mail.ru

Abstract. Laser shock processing (LSP) is a mechanical treatment of surfaces with a high rate of deformation, which strengthens the surface layer of the product and ensures the creation of favorable mechanical properties. In this paper, by combining LSP and additive technologies (AT), a hybrid additive technology (GAT) is developed, and the role of LSP in GAT is investigated using the finite element method.
Keywords: additive technologies, laser shock processing, hybrid additive technology, finite element method, residual stresses

Аннотация. Лазерно-ударно-волновая обработка (ЛУВО) — это механическая обработка поверхностей с высокой скоростью деформирования, которая упрочняет приповерхностный слой изделия и обеспечивает создание благоприятных механических свойств. В данной работе путем объединения технологий ЛУВО и аддитивных технологий (АТ) разрабатывается гибридная аддитивная технология (ГАТ), и исследуется роль ЛУВО в ГАТ с использованием метода конечных элементов.
Ключевые слова: аддитивные технологии, лазерно-ударно-волновая обработка, гибридная аддитивная технология, метод конечных элементов, остаточные напряжения

Свойства металлических изделий, произведённых с помощью аддитивных технологий (АТ), остается важным и актуальным направлением исследований во всем мире [1-3]. Неудовлетворительные механические свойства полученных изделий и низкая производительность являются основными техническими препятствиями для более широкого внедрения на практике технологии аддитивного производства (АП).

Гибридные аддитивные технологий (ГАТ) возникли как совместное использование классических АТ с одним или несколькими вторичными технологиями, которые дополняют друг друга и в итоге возникает синергетический эффект, что благоприятно отражается на качестве получаемых изделий и их функциональных характеристиках [4].

В гибридной аддитивной технологии первичной технологией должна быть одна из традиционных аддитивных технологии - либо технология прямого осаждения материала (Directed energy deposition - DED, в дальнейшем – ПОМ), либо технология сплавления в порошковом слое (powder bed fusion - PBF), либо технология изготовления объектов с использованием ламинирования (laminated object manufacturing - LOM). В настоящей работе технология ПОМ выступает в качестве первичной технологий, которая объединяется с технологией ЛУВО, которая выступает в качестве вторичной технологией. Схема ГАТ, с использованием технологий ПОМ и ЛУВО, показана на рис. 1.

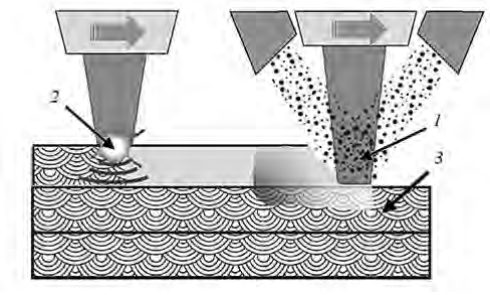


Рис. 1. Схема гибридной аддитивной технологий (ГАТ) с использованием совмещения технологий ПОМ (в качестве первичной технологии) и ЛУВО (в качестве вторичной технологий). 1 – ПОМ; 2 - ЛУВО; 3 – один из слоев ГАТ-изделия

Для конечноэлементного моделирования технологии ГАТ разработана двумерная модель, которая показана на рис. 2. На подложку наноситься 20 слоев, каждый шириной 30 мм и толщиной 0.3 мм. Подложка под слоями имеет размеры 30 мм на 8 мм. Для моделирования ГАТ разрабатываются сразу две модели с идентичной геометрией: одна - для теплового анализа (ПОМ), другая – для механического анализа (ЛУВО). В тепловой модели используются конечные элементы типа DC2D4, которые представляют собой 4-узловые диффузионные теплопроводящие элементы, используемые для измерения температур, возникающих при применении движущегося источника тепла [5].

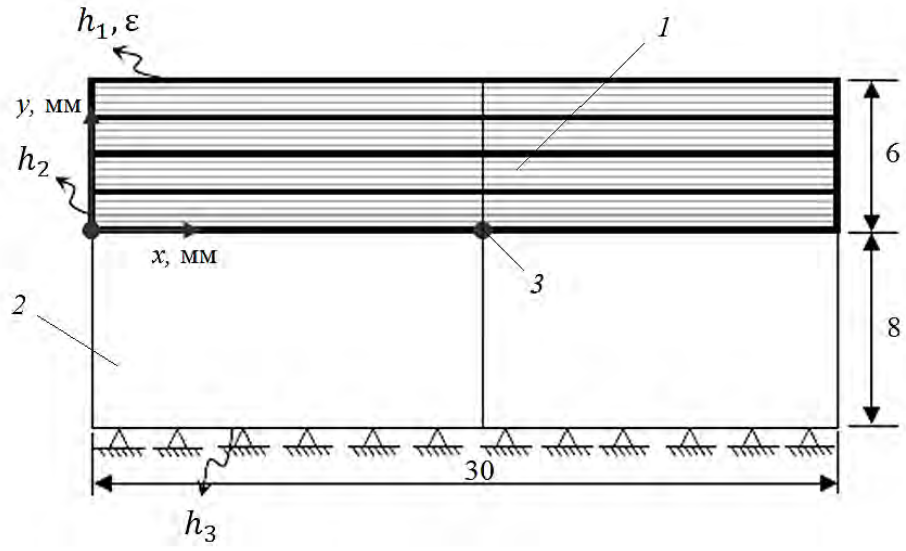


Рис. 2. Схема для моделирования технологии ГАТ с тепловыми и механическими граничными условиями. 1 – печатаемое 3D-изделие, 2 – подложка, 3 – центральная точка

Для моделирования динамики температур, возникающих во время ПОМ в каждом слое, используется методика движущегося теплового потока [6]. Тепловой поток представлен как неравномерно распределенное тепло, величина которого зависит от местоположения и времени. Принято, что тепловой поток соответствует гауссову распределению, моделируется с использованием конечноэлементного пакета ABAQUS, в частности, подпрограммой DFLUX, и равен [6]:

$$q = \frac{CP}{\pi r^2} e^{\frac{-2(x-vt)^2}{r^2}} \quad , \qquad (1)$$

где C - коэффициент поглощения, P - мощность лазерного излучения в ваттах, r - радиус лазерного луча в метрах, v - скорость сканирования теплового потока в м/с. Применяемые в настоящей работе методики конечноэлементного моделирования аддитивных технологии приведены в работах [7-9], технологии ЛУВО – в работах [10-14].

К модели ставятся тепловые граничные условия по теплопроводности, конвекции и излучению. Передача тепла между слоями учитывается через коэффициента теплопроводности (k), коэффициента конвективной теплопередачи (h) и коэффициента излучения (ε). Тепло, отводимое подложке, определяется через свободную конвекцию в нижней части подложки (h_3 = 1000 Вт/(м^2·К)). Граничные условия для принудительной конвекции и излучения задаются на верхней поверхности каждого слоя во время нанесения материала (h_1 = 100 Вт/(м^2·К)), ε= 0.62). Тем самым учитывается как тепло, передаваемое через инертный газ, вдуваемого в ванну с расплавом, так и тепло, излученное в окружающую среду. Свободная конвекция в окружающую среду задается в качестве граничных условий на краях слоев и подложки (h_2 = 25 Вт/(м^2·К)).

В работе исследуется подшипниковая сталь ШХ15 (зарубежный аналог - AISI 52100), которая широко применяется в машиностроительной и авиационно-космической отраслях, причем не только для производства подшипников, но и других деталей, где требуется высокая твердость, износостойкость и контактная прочность.

Окончательные распределения остаточных напряжений по глубине (по направлению-*y*, рис. 2) для 5-ти исследуемых режимов показаны на рис. 3. Например, режим Г5 означает, что процедура ЛУВО проводиться через каждые 5 слоев. Режим «Без ЛУВО» представляет собой модель традиционной АТ без ЛУВО. Из графика (рис. 3, кривая *1*) видно, что остаточные напряжения в этом режиме во всех слоях растягивающие из-за непрерывного приложения теплового потока к слоям (видим, что в этом случае в изделии всюду имеем растягивающие остаточные напряжения (РОН)). Этот непрерывный тепловой поток расширят материал и вызывают в них РОН, величина которых в слоях колеблется от 600 МПа до 1325 МПа.

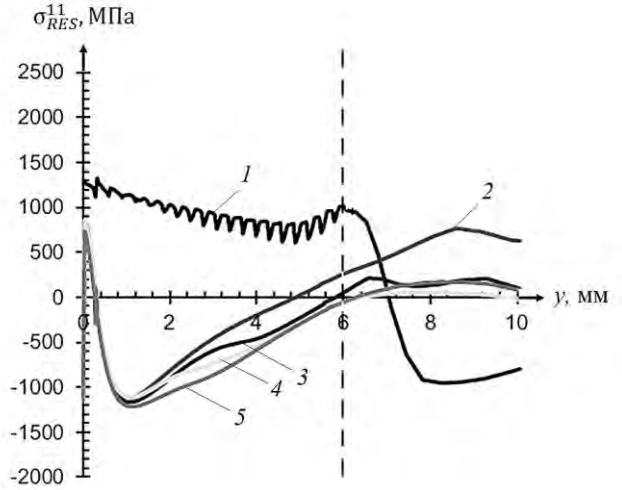


Рис. 3. Профили остаточных напряжений (σ_{RES}^{11}) *для изучаемых 5-ти режимов ГАТ: 1 – режим без ЛУВО; 2 - режим поверхностной ЛУВО; 3 – Г10-режим; 4 – Г5-режим; 5 – Г1-режим. Слева от вертикальной пунктирной линии расположены слои 1-20 печатаемого изделия, справа – подложка.*

Для сопоставления результатов в разных гибридных режимах был смоделирован и режим однократного лазерного упрочнения, нанесенного на поверхность после напечатания двадцатого слоя (т.н. «режим поверхностной ЛУВО»). В этом случае нельзя сказать, что имеет место чистая ГАТ, т.к. здесь ЛУВО не полностью сопрягается с технологией ПОМ. Скорее всего, здесь имеет место традиционная технология лазерно-ударно-волновой обработки поверхности. Как видим (рис. 3, линия *2*), РОН от ЛУВО превращаются в сжимающие остаточные напряжения (СОН) и достигают своего максимума в величину -1120 МПа. СОН в этом случае сохраняются до глубины 4.9 мм, далее они переходят в РОН. Также были исследованы три гибридные режимы при различных частотах упрочненного слоя (рис. 3, линий *3-5*). Как видим, глубина СОН увеличивается по мере увеличения частоты упрочненного слоя от 5.8 мм для Г10-режима до 6.5 мм для Г5-режима. Здесь достигается своеобразная точка насыщения, т.к. при дальнейшем увеличение частоты упрочненного слоя до 1 (Г1-режим) глубина СОН уменьшается до 6.3 мм. Хотя, несмотря на достижение точки насыщения, видим, что повышение частоты упрочненного слоя увеличивает ширину области со СОН. Заметим, что величина пиковых значений СОН для всех случаев варьируется от -1120 МПа до -1220 МПа.

Выводы. Разработана 2*D* конечноэлементная модель гибридной аддитивной технологии (ГАТ), состоящей от последовательно применяемых технологий прямого осаждения материала (ПОМ) и лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО). Показано, что благодаря послойному упрочнению слоев по технологии ЛУВО, во время ГАТ в печатаемых изделиях образовываются сжимающие остаточные напряжения (СОН), что значительно увеличивает прочностные и эксплуатационные характеристики изделия.

Литература

1. Huang Y., Leu M.C., Mazumder J. et al. Additive manufacturing: current state, future potential, gaps and needs, and recommendations // J. Manuf. Sci. Eng. 2015. V. 137. P. 1-10.
2. Heigel J.C., Michaleris P., Reutzel E.W. Thermo-mechanical model development and validation of directed energy deposition additive manufacturing of Ti-6A1-4V // Addit. Manuf. 2015. V.5. P. 9-19.
3. Chiumenti M., Lin X., Cervera M. et al. Numerical simulation and experimental calibration of additive manufacturing by blown powder technology. Part I: thermal analysis // Rapid Prototyp. J. 2017. V. 23 P. 448-463.
4. Sealy M.P., Madireddy G., Willims R. et al. Hybrid processes in additive manufacturing // J. Manuf. Sci. Eng. 2018. V. 140. P. 1-13.
5. Chiumenti M., Cervera M., Salmi A. et al. Finite element modeling of multi-pass welding and shaped metal deposition processes // Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 2010. V. 199. P. 2343-2359.
6. Manvatkar V.D., Gokhale A.A., Jagan R. et al. Estimation of melt pool dimensions, thermal cycle, and hardness distribution in the laser-engineered net shaping process of austenitic stainless steel // Metall. Mater. Trans. 2011. V. 42. P. 1-7.
7. Wang L., Felicelli S.D., Pratt P. Residual stresses in LENS-deposited AISI410 stainless steel plates // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V.496. P. 234-241.
8. Marimuthu S., Clark D., Allen J. et al. Finite element modelling of substrate thermal distortion in direct laser additive manufacture of an aero-engine component // Proc. IMechE. 2013. V. 227. P. 1987-1999.
9. Anca A., Fachinotti V.D., Escobar-Palafox G. et al. Computational modelling of shaped metal deposition // Int. J. Numer. Methods Eng. 2011. V. 85. P. 84-106.
10. Voothaluru R., Richard L.C., Cheng G.J. Finite element analysis of the variation in residual stress distribution in laser shock peening of steels // J. Manuf. Sci. Eng. 2012. V. 134. P. 061010.
11. Sealy M.P., Madireddy G., Li C. et al. Finite element modeling of hybrid additive manufacturing by laser shock peening // Proc. Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. 2016. P. 306-316.
12. Сахвадзе Г.Ж. Особенности применения технологии биомиметической лазерно-ударно-волновой обработки для определения коэффициента интенсивности напряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2022. - № 5. - С. 60–67. DOI: 10.31857/S0235711922040125
13. Sakhvadze G. Zh. Simulation of the Technology of Laser-Shock-Wave Processing of Titanium Alloys with Shape Memory Using Dimensional Analysis // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2021. Vol. 50. No. 4. P. 332–341.
14. Huang S., Sheng J., Wang Z. et al. Finite element and experimental analysis of elevated-temperature fatigue behavior of IN718 alloy subjected to laser peening // Int. J. Fatigue. 2020. Vol.131. P.105337.

УДК 539.3

ЭФФЕКТЫ ТЕРМИЧЕСКОГО И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОДАВЛЕНИЯ СЖИМАЮЩИХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПРИМЕНЕНИИ ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

EFFECTS OF THERMAL AND MECHANICAL CANCELLATION OF COMPRESSIVE RESIDUAL STRESSES DURING THE APPLICATION OF LASER SHOCK PROCESSING IN ADDITIVE TECHNOLOGIES

Сахвадзе Г.Ж. – д.т.н., гл.н.с., **Сахвадзе Г.Г.** – м.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: sakhvadze@mail.ru

Abstract. The aim of the work is to establish the regularities of the evolution of residual stresses taking into account the effects of "thermal cancellation", "thermal stimulation", "mechanical cancellation" and "mechanical stimulation" of compressive residual stresses (CRS) arising from the combination of laser shock processing (LSP) and additive technology (AT), called hybrid additive technology (GAT).
Keywords: additive technologies, laser shock processing, hybrid additive technology, finite element method, residual stresses, thermal suppression of residual stresses, mechanical suppression of residual stresses

Аннотация. Цель работы состоит в том, чтобы установить закономерности эволюции остаточных напряжений с учетов эффектов «термического подавления», «термического стимулирования», «механического подавления» и «механического стимулирования» сжимающих остаточных напряжений (СОН), возникающих при совмещении технологий лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО) с аддитивными технологиями (АТ), названного гибридной аддитивной технологией (ГАТ).
Ключевые слова: аддитивные технологии, лазерно-ударно-волновая обработка, гибридная аддитивная технология, метод конечных элементов, остаточные напряжения, термическое подавление остаточных напряжений, механическое подавление остаточных напряжений

При сочетании лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО) с аддитивными технологиями (АТ), названного гибридными аддитивными технологиями (ГАТ), кроме очевидных преимуществ, возникают и новые производственные проблемы [1-3]. В частности, при ГАТ возникают т.н. эффекты «термического подавления» и «механического подавления» сжимающих остаточных напряжений (СОН). Механизмы этих явлений должны быть хорошо изучены, чтобы разрабатываемая ГАТ могла оказать существенное влияние на качество получаемой продукции, что поможет ей занимать свое достойное место на рынке современных обрабатывающих технологий.

В ГАТ эффект «теплового подавления» СОН происходит тогда, когда на обработанную поверхность добавляется новый слой (рис. 1). Пунктирная и сплошная линии показывают профили остаточных напряжений после упрочнения по технологии ЛУВО и после 3*D*-печати нового слоя, соответственно. Тепло, выделявшееся во время осаждения нового слоя, потенциально может свести на нет все полезные механические свойства, ранее полученные с использованием ЛУВО. Явление устранения или уменьшения величины благоприятных сжимающих остаточных напряжений, вызванного от источника тепла во время 3*D*-печати, называется «тепловым подавлением» СОН [4].

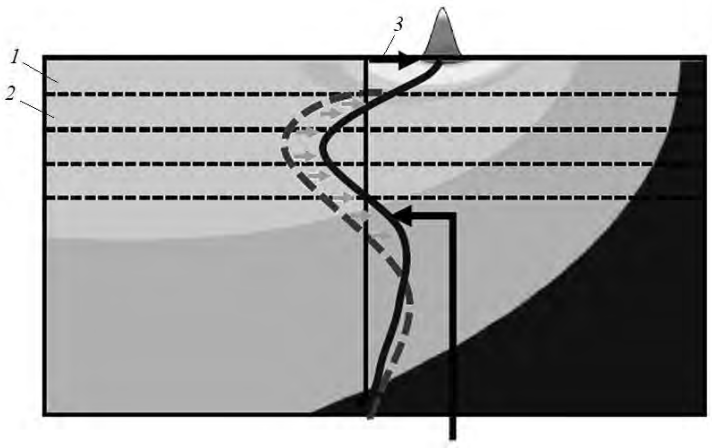


Рис. 1. Схематическое изображение эффекта «термического подавления» СОН, вызванного нагревом от 3D-печати нового слоя поверх слоя, ранее обработанного ЛУВО. 1 - Вновь добавленный слой; 2 – ЛУВО-слой; 3 – направление печати

Эффект «механического подавления» СОН во время ГАТ заключается в уменьшении СОН в предыдущем ЛУВО-слое за счет применения ЛУВО на последующих слоях (рис. 2) [4]. Пунктирная и сплошная линии представляют профили остаточных напряжений после применения ЛУВО к двум различным слоям (не обязательно соседним) – нижнему и верхнему, соответственно. Поскольку при ЛУВО в приповерхностной области возникают как сжимающие, так и растягивающие остаточные напряжения, упрочнение новых слоев поверх ранее упрочненных слоев вызывает перераспределение полей остаточных напряжений.

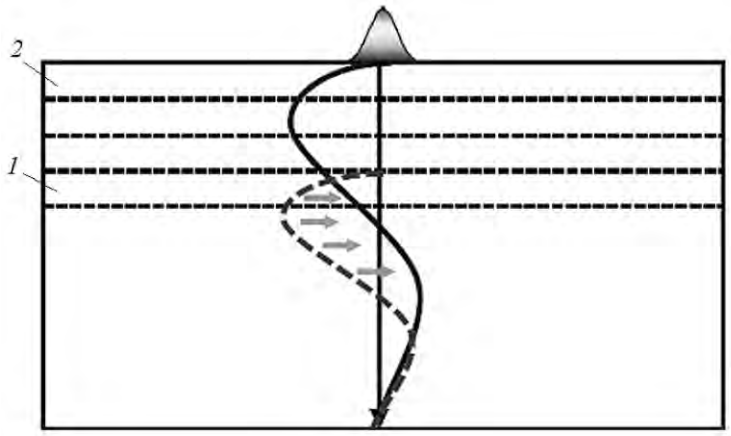


Рис. 2. Схематическое изображение эффекта «механического подавления» СОН, вызванного новым ЛУВО-слоем (2) поверх ранее обработанного ЛУВО-слоя (1). Слои между слоями 1 и 2 не подвержены ЛУВО

Для моделирования технологии ГАТ был использован конечноэлементный пакет ABAQUS, в частности - его модули ABAQUS/Standard (для определения температур и термонапряжений) и ABAQUS/Explicit (для определения остаточных напряжений при ЛУВО). Блок-схема процедуры моделирования показана на рис. 3. Как видно, при моделировании ГАТ сначала анализируется процесс теплопередачи и определяются распределения температур по слоям, далее полученные температуры экспортируются для вычисления термонапряжений, возникающих от воздействия вычисленных температур. Затем анализируется процедура ЛУВО, где в качестве начальных данных импортируются термонапряжения, возникающие от добавления слоев, и определяются остаточные напряжения, чем и завершается первый цикл упрочнения. Применяемые в настоящей

работе методики конечноэлементного моделирования аддитивных технологии приведены в работах [5-7], технологии ЛУВО – в работах [8-10].

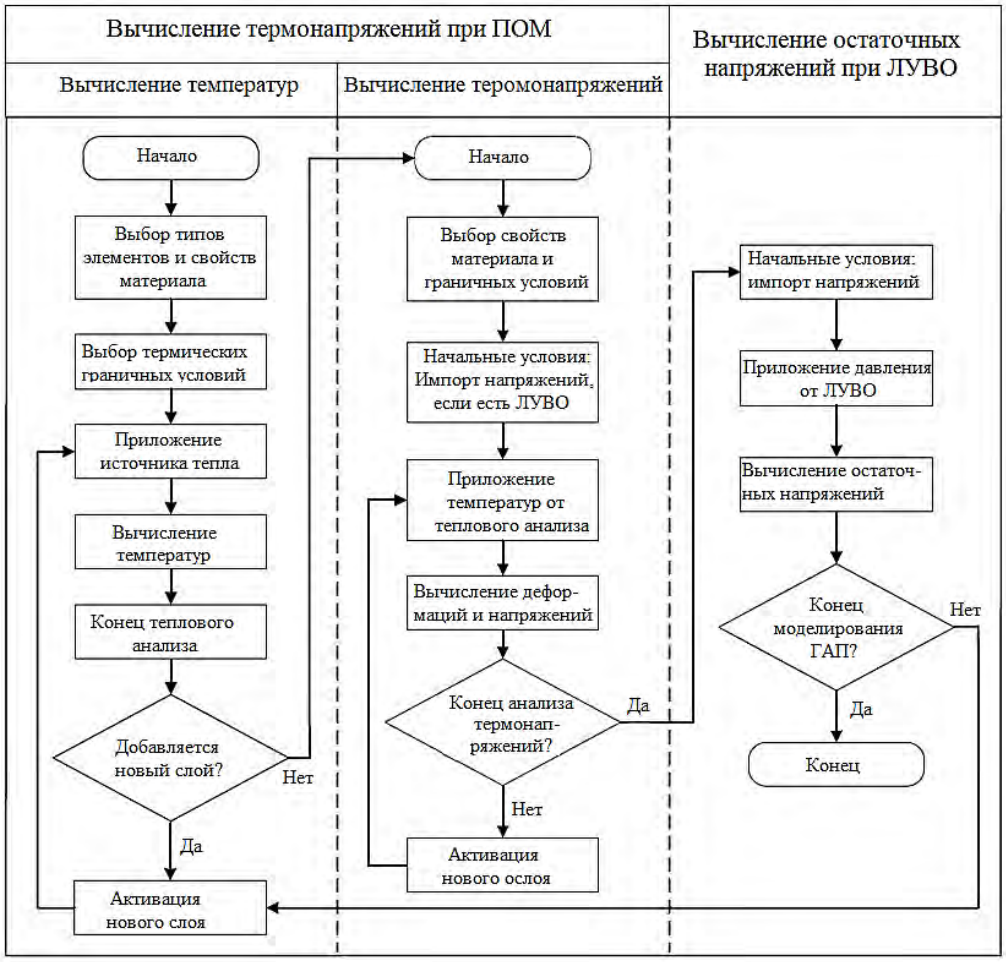


Рис. 3. Блок-схема моделирования ГАТ с использованием ЛУВО

На рис. 4*а* показаны профили распределения остаточных напряжений по глубине по мере добавления новых слоев в Г10-режиме (Г10 – это режим, когда технология ЛУВО применяется для каждого 10-го слоя, т.е. в этом режиме она применяется только для 10-го и 20-го слоев). Профили без ЛУВО показаны сплошными линиями, а профили для 10-го и 20-го слоев (слоев, подвергнувшихся ЛУВО), показаны пунктирными линиями.

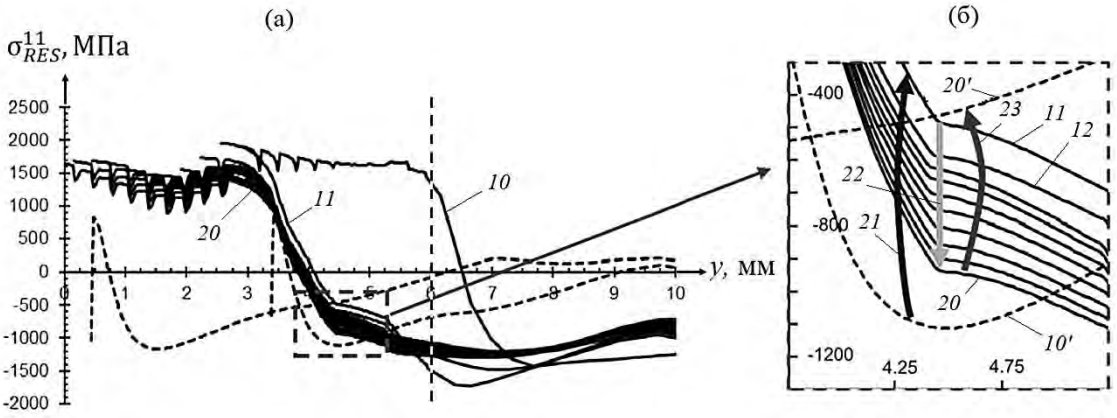


Рис. 4. а - эволюция профилей остаточных напряжений в слоях в Г10-режиме при упрочнении по технологии ЛУВО для каждого 10-го слоя. Слева от вертикальной пунктирной линии расположены слои 1-20 печатаемого изделия, справа – подложка; б - увеличенные профили остаточных напряжений выделенной области.

Чтобы не перегружать рисунок, здесь показаны только 10-й и последующие слои, т.к., первая ЛУВО происходит только на 10-м слое, а до этого никаких изменений нет, во всех слоях имеем растягивающие остаточные напряжения (РОН). На рис. 4*а* кривая *10* показывает распределение остаточных напряжений в слоях после печати десяти слоев. Как видим, пиковое значение РОН, возникшее в слоях, составляет около 1900 МПа. На рис. 4*б* показаны увеличенные профили остаточных напряжений в выделенной области после ЛУВО 10-го и 20-го слоев. Видно, что во вновь добавленном 11-м слое создаются РОН, как это и должно быть в процессе АТ, однако в 10-м ЛУВО-слое пиковое значение СОН снижается с -1110 МПа до -490 МПа. Такое уменьшение СОН в ЛУВО-слое при добавлении нового слоя и представляет собой т.н. эффект «термического подавления» СОН (этот эффект схематично изображен линией *21* на рис. 4*б*).

Выводы

Разработана 2*D* конечно-элементная модель гибридной аддитивной технологии (ГАТ), состоящей от последовательно применяемых технологий прямого осаждения материала (ПОМ) и лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО). Показано, что эволюция профилей остаточных напряжений в модели с разными частотами упрочненного слоя характеризуется такими эффектами, как термическое подавление и термическое наращивание СОН, а также механическое подавление механическое наращивание СОН. Учет этих эффектов необходим для точного анализа протекающих при ГАТ процессов.

Литература

1. Sealy M.P., Madireddy G., Willims R. et al. Hybrid processes in additive manufacturing // J. Manuf. Sci. Eng. 2018. V. 140. P. 1-13.
2. Manvatkar V.D., Gokhale A.A., Jagan R. et al. Estimation of melt pool dimensions, thermal cycle, and hardness distribution in the laser-engineered net shaping process of austenitic stainless steel // Metall. Mater. Trans. 2011. V. 42. P. 1-7.
3. Wang L., Felicelli S.D., Pratt P. Residual stresses in LENS-deposited AISI410 stainless steel plates // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V.496. P. 234-241.
4. Anca A., Fachinotti V.D., Escobar-Palafox G. et al. Computational modelling of shaped metal deposition // Int. J. Numer. Methods Eng. 2011. V. 85. P. 84-106.
5. Chiumenti M., Cervera M., Salmi A. et al. Finite element modeling of multi-pass welding and shaped metal deposition processes // Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 2010. V. 199. P. 2343-2359.
6. Voothaluru R., Richard L.C., Cheng G.J. Finite element analysis of the variation in residual stress distribution in laser shock peening of steels // J. Manuf. Sci. Eng. 2012. V. 134. P. 061010.
7. Sealy M.P., Madireddy G., Li C. et al. Finite element modeling of hybrid additive manufacturing by laser shock peening // Proc. Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. 2016. P. 306-316.
8. Sakhvadze G.Zh., Sakhvadze G.G., Kavtaradze R.Z. Increasing the Crack Resistance of Materials by Means of Laser Shock Processing // Russian Engineering Research. 2021. Vol. 41. No. 1. P. 27–33.
9. Sakhvadze G. Zh. Simulation of the Technology of Laser-Shock-Wave Processing of Titanium Alloys with Shape Memory Using Dimensional Analysis // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2021. Vol. 50. No. 4. P. 332–341.
10. Huang S., Sheng J., Wang Z. et al. Finite element and experimental analysis of elevated-temperature fatigue behavior of IN718 alloy subjected to laser peening // Int. J. Fatigue. 2020. Vol.131. P.105337.

УДК 669.15

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И КОНТАКТНУЮ ВЫНОСЛИВОСТЬ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON TRIBOTECHNICAL CHARACTERISTICS AND CONTACT ENDURANCE OF MARTENSITIC CLASS ECONOMICALY ALLOYED HIGH NITROGEN STEEL

Севальнёв Г.С.[1] – кандидат технических наук, начальник сектора, **Дульнев К.В.**[1] – инженер 2 категории, **Романенко Д.Н.**[1] – кандидат технических наук, старший научный сотрудник, **Банных И.О.**[2] – доктор технических наук, заместитель генерального директора, **Дружинина М.Э.**[1] – техник
[1]НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ
[2]ИМЕТ РАН
e-mail: sevalnevgs@gmail.com

Abstract. Structure, hardness and tribotechnical characteristics of samples of sparingly alloyed steel with a superequilibrium nitrogen content after hardening in the temperature range from (Ac3 - 50) to (Ac3 + 250) °C were studied. It has been established that with increasing temperature, the hardness increases, the martensite changes from fine to coarse acicular, and the wear intensity decreases in the temperature range (Ac3 + 75) - (Ac3 + 125) °C.
Key words: High nitrogen steel, heat treatment, friction, wear resistance, hardness, microstructure, contact endurance

Аннотация. В работе проведены исследования структуры, твердости и триботехнических характеристик образцов экономнолегированной стали со сверхравновесным содержанием азота после закалки в диапазоне температур от (Ac3 - 50) до (Ac3 + 250) °C. Установлено, что с увеличением температуры увеличивается твердость, мартенсит изменяется с мелко- на крупноигольчатый, а интенсивность изнашивания снижается в температурном интервале (Ac_3 + 75) - (Ac_3 + 125) °C.
Ключевые слова: Сталь со сверхравновесным содержанием азота, термическая обработка, трение, износостойкость, твердость, микроструктура, контактная выносливость

Обеспечение работоспособности тяжелонагруженных машин и механизмов в современном машиностроении является одной из приоритетных задач, решаемой в области материаловедения. Существенный уровень нагрузок, возникающих в результате контактного взаимодействия пары трения в узлах механизмов, может приводить к реализации процессов изнашивания и контактной усталости. Для сопротивления вышеуказанным воздействиям и сохранения размерной стабильности работающих изделий современные конструкционные материалы должны обладать высокими прочностными характеристиками, твердостью, износостойкостью и контактной выносливостью [1-4].

Для решения возникающих задач чаще всего в качестве конструкционного материала используются углеродистые и высокоуглеродистые легированные стали, основным недостатком которых является формирование структур с низкой степенью дисперсности, в результате чего происходит ускоренное накопление дефектов в месте контактного взаимодействия, повышение уровня вибраций и снижение ресурса изделий.

Снижение негативного влияния и получения структуры заданных размеров позволяет обеспечить легирование азотом углеродистых сталей. В результате диффузионного взаимодействия при термическом воздействии происходит формирование

мелкодисперсных частиц и мартенсита, насыщенного углеродом и азотом. Такая структура обеспечивает высокий уровень прочностных, пластических и триботехнических характеристик [5-7]. В связи с этим исследование поведения сталей со сверхравновесным азотом в условиях контактного взаимодействия при интенсивном изнашивании и контактной усталости является одной из актуальных задач современного материаловедения. Поэтому целью данной работы является исследование влияния температуры закалки на формирование структуры, фазового состава, твердости и триботехнических характеристик образцов из экономнолегированной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота.

Объектами исследования в данной работе являлась экономнолегированна сталь мартенситного класса с системой легирования Cr-Ni-Mn-Mo-V со сверхравновесным содержанием азота. Суммарное содержание легирующих элементов составляло около 6 масс. %, содержание хрома 2,8 масс. %, азота – 0, 17 масс. %. Исследование триботехнических характеристик и контактной выносливости проводили после термической обработки, включающей закалку с различных температур в диапазоне от (Ac_3 - 50) до (Ac_3 + 250) °С и заключительного низкого отпуска для снятия остаточных напряжений.

Металлографические исследования микроструктуры стали проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-51 при увеличении ×500. Дюрометрические исследования твердости проводили на твердомере Durascan 20 при нагрузке 1 кг (10 Н). Для исследования трибологических характеристик использовали универсальный трибометр Nanovea T50. Испытание на изнашивание в условиях сухого трения скольжения проводили по схеме «стержень-диск» со скоростью взаимного перемещения образца относительно контртела 0,1 м/с. В качестве контртела использовали термически обработанный шарик из стали ШХ15-ШД Ø6 мм с твердостью 940 HV. К контртелу прикладывали нагрузку в 10 Н. С помощью программного обеспечения регистрировали кинематику изменения сухого трения скольжения. По результатам испытаний определяли скорость изнашивания, по которой можно оценить износостойкость исследуемых образцов. Для расчета скорости изнашивания использовали следующую формулу [2]:

$$W = s * \frac{l}{P * L}$$

Где W – скорость изнашивания образца, мм^3/Н*м; l – длина окружности дорожки износа, мм; s – площадь сечения канавки износа, мм^2; P – нагрузка, Н; L – путь трения, м.

По результатам исследований было установлено, что с увеличением температуры закалки увеличивается твердость образцов, а структура мартенсита переходит из мелко- в крупноигольчатую (рис. 1 и 2).

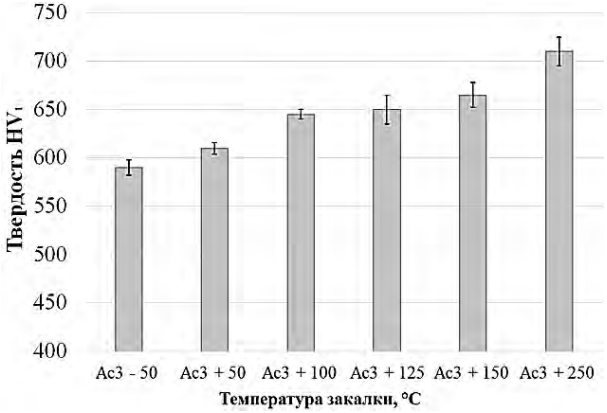


Рис. 1. Изменение твердости образцов образцов из экономнолегированной стали со сверхравновесным содержанием азота в зависимости от температуры закалки

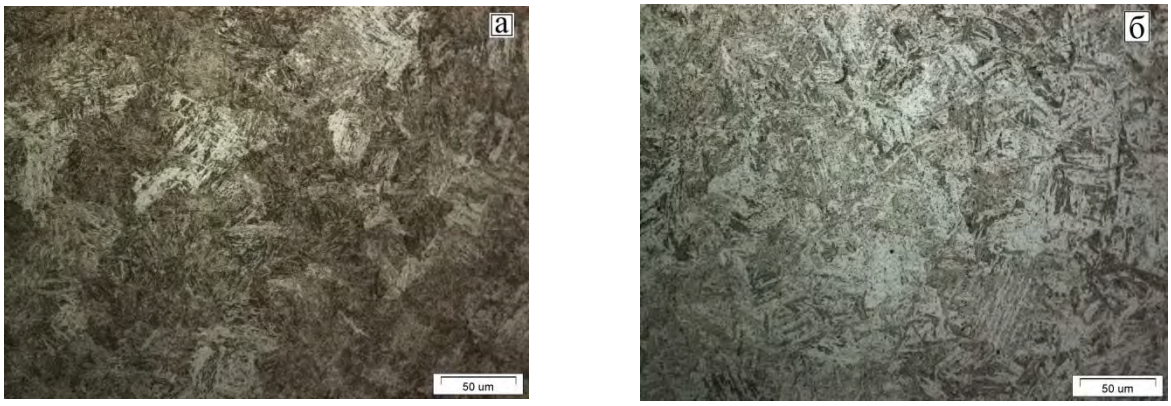


Рис. 2. Структура образцов из экономнолегированной стали со сверхравновесным содержанием азота после закалки с температуры (Ac_3 + 50) °С (а) и температуры (Ac_3 + 250) °С (б)

Результаты испытаний на изнашивание в условиях сухого трения скольжения показали, что при температуре (Ac_3 + 100) °С происходит снижение интенсивности изнашивания (рис. 3). Результаты исследований структуры и фазового состава показывают, что в интервале температур (Ac_3 + 75) - (Ac_3 + 125) °С происходит увеличение содержания аустенита, насыщенного углеродом и азотом, что может положительно сказываться на характеристиках сухого трения скольжения экономнолегированной стали со сверхравновесным содержанием азота.

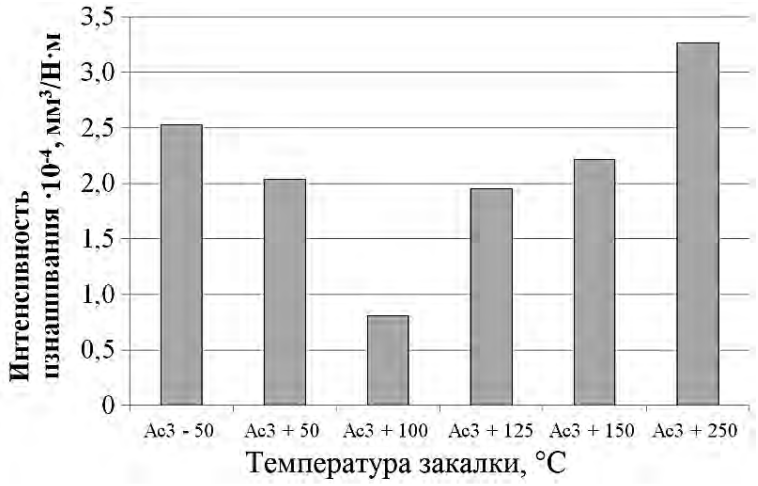


Рис. 3. Интенсивность изнашивания образцов из экономнолегированной стали со сверхравновесным содержанием азота после закалки с различных температур

Сверхравновесное содержание азота, может как положительно, так и отрицательно сказывать на уровне характеристик стали. В работе [8] показано, что увеличение содержания азота до определенных значений негативно сказывается на уровне триботехнических характеристик, что также может приводить к снижению контактной выносливоти стали. Исследования влияния концентраций азота на долговечность работы при контактном нагружении активно ведутся НИЦ «Курчатовский иснтитут» - ВИАМ.

Литература

1. Коробова Е.Н., Севальнев Г.С., Громов В. И., Леонов А. В. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. №11. Ст.1. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 05.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.

2. Севальнёв Г.С., Севальнёва Т.Г., Колмаков А.Г., Дульнев К.В., Крылов С.А. Исследование триботехнических характеристик коррозионностойких сталей с различным механизмом объемного упрочнения // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. №10. Ст.1. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 16.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
3. Куксенова Л.И., Герасимов С.А., Алексеева М.С., Громов В.И. Влияние вакуумной химико-термической обработки на износостойкость сталей ВКС-7 и ВКС-10 // Авиационные материалы и технологии, 2018. №1. С. 3-8. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-3-8
4. Blinov V.M., Lukin E.I., Blinov E.V. et. al. Tensile Fracture of Austenitic Corrosion-Resistant Steels with an Overequilibrium Nitrogen Content and Various Vanadium Contents // Russian Metallurgy (Metally). 2021. V. 2021. No. 10 P. 1265-1269. DOI: 10.1134/S0036029521100062
5. Бакрадзе М.М., Вознесенская Н.М., Леонов А.В., Крылов С.А., Тонышева О.А. Разработка и исследование высокопрочной коррозионностойкой стали для деталей подшипников // Металлург. 2019. № 11. С. 39-44.
6. Рашев Ц.В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. София: Изд-во «Проф. Марин Дринов», 1995. 272 с.
7. Trojahn W., Streit E., Chin H, Ehlert D. Progress in bearing performance of advanced nitrogen alloys stainless steel, Cronidur 30. // Bearing steels: into the 21-st century, ASTM STP 1327, J.J.C Hoo and W.B. Green, Eds. American Society for Testing Material». 1998. p. 440.
8. Севальнёв Г.С., Анцыферова М.В., Дульнев К.В., Севальнёва Т.Г., Власов И.И. Влияние концентрации азота на структуру и свойства экономнолегированной конструкционной стали // Авиационные материалы и технологии: 2020. № 2. С. 10-16. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-10-16

УДК 602.17

МЕХАНИЧЕСКИЙ ГИСТЕРЕЗИС ПРИ АКТИВНОМ И ПАССИВНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА

MECHANICAL HYSTERESIS UNDER ACTIVE AND PASSIVE DEFORMATION OF UNIDIRECTIONAL CFRP LAMINATE

Северов П.Б. – научный сотрудник
ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук,
Москва, Россия
e-mail: alpinprom@yandex.ru

Abstract. The nonlinear behavior of CFRP laminate with layup $[0_{26}]$ was studied under uniaxial repeated quasi-static tension of the specimen along the fibers until fracture. Approximating polynomial equations of the stress-strain dependence in the sections of the loading diagram in the penultimate loading cycle are selected. Methods for approximating experimental points with and without taking into account the sequence of measurements in time are proposed. Graphs of the specific potential energy of deformation and its dissipation in the hysteresis loop depending on the deformation are presented.
Key words: CFRP laminate, uniaxial repeated quasi-static tension, stress, strain, nonlinearity, hysteresis loop, approximation, specific potential strain energy, dissipation of mechanical energy.

Аннотация. Исследовалось нелинейное поведение слоистого углепластика с укладкой $[0_{26}]$ при одноосном повторном квазистатическом растяжении образца вдоль волокон до разрушения. Подобраны аппроксимирующие полиномиальные уравнения зависимости напряжения от деформации на участках диаграммы нагружения в предпоследнем цикле нагружения. Предложены способы аппроксимации экспериментальных точек без учета и с учетом последовательности измерений во времени. Представлены графики удельной потенциальной энергии деформации и её рассеяния в петле гистерезиса в зависимости от деформации.
Ключевые слова: слоистый углепластик, повторное одноосное квазистатическое растяжение, напряжение, деформация, нелинейность, петля гистерезиса, аппроксимация, удельная потенциальная энергии деформации, рассеяние механической энергии.

Введение

Для углепластиков со слоями укладки волокон в одном направлении и нагружении в этом же направлении нелинейность зависимости напряжение - деформация выражена слабо и не заметна на диаграммах деформирования. В процессе нагружения накапливаются повреждения, изменяется структура, деградируют свойства материала на макроуровне. Непрерывность неупругого деформирования на макроуровне обеспечивается накоплением дефектов на более глубоких масштабных уровнях и передачей их на уровень выше. Циклические переменные нагрузки способствуют увеличению скорости накопления повреждений, приводящих в итоге к макро разрушению.

В докладе с позиций методологии неупругой деформации и разрушения твердых тел как процесса их эволюции в полях действующих сил [1] рассматриваются вопросы определения удельной потенциальной энергии деформации (далее по тексту «потенциальная энергия») и её рассеяния в петле гистерезиса при одноосном повторном квазистатическом растяжении слоистого углепластика максимальной жесткости.

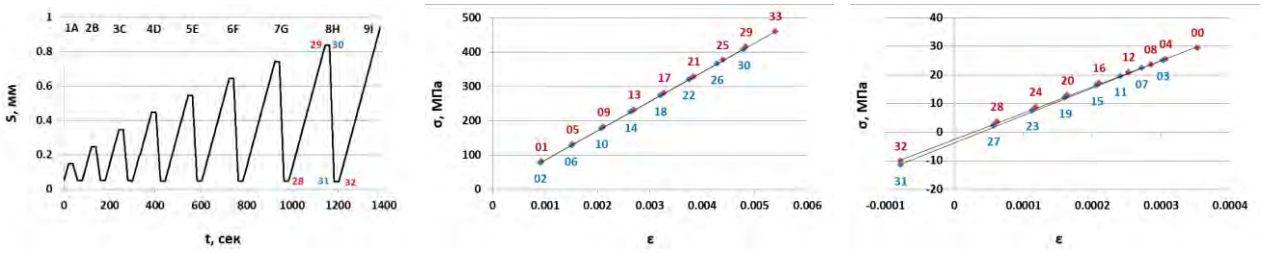
Материалы и испытательное оборудование

Образец длиной ≈ 330 мм прямоугольного поперечного сечения вырезан из однонаправленной плиты многослойного углепластика [0_{26}] по направлению укладки волокон. Рабочая зона образца длиной ≈ 40 мм формировалась корсетной (радиус кривизны ≈ 120 мм) с целью локализации в ней деформационной активности и процессов разрушения. Размер минимального поперечного сечения рабочей зоны 26,15 х 4,06 мм. Система координат привязана к фронтальной плоскости образца: ось x направлена вдоль волокон, ось y – ортогонально волокнам, начало координат в центре рабочей зоны.

Нагружение образца проводилось в гидравлических захватах сервогидравлической испытательной машины INOVA ИК-6033. Дополнительно использовалась система сбора данных, обработки и визуализации экспериментальной информации на базе аппаратуры и среды программирования LabVIEW фирмы National Instruments США. Созданные виртуальные приборы позволили в процессе нагружения синхронно с частотой 2 Гц собирать информацию о времени нагружения, перемещении активного захвата, усилии на образце и относительном смещении ножек экстензометра (база 20 мм). Два последних параметра пересчитывались в номинальное напряжение и деформацию в зоне экстензометра, который устанавливался на боковой грани образца в центре корсетной части по направлению оси абсцисс. Чувствительные элементы датчика силы с пределом измерения 200 кН и датчика относительного удлинения полупроводниковые. Они обладают более высокой чувствительностью по сравнению с резистивными тензодатчиками общеизвестных испытательных машин.

Методы испытаний и результаты исследования

В качестве сигнала обратной связи в контуре регулирования испытательной машины выбран сигнал датчика положения активного захвата. Это позволило реализовать повторное квазистатическое нагружение в соответствии с диаграммой на рис. 1(а). Точки изменения траектории нагружения пронумерованы от 0 (начало нагружения в цикле 1A) до 33 (разрушение в цикле 9I). Данное нагружение не относится к жесткому или мягкому видам нагружения. Деформации и напряжения могут изменяться во времени в соответствии со свойствами материала и условиями проведения эксперимента. Скорость ds/dt активного захвата на участках увеличения перемещения s↑ составляла 5 мкм/сек. От цикла к циклу максимальные перемещения s_{max} увеличивались на 100 мкм. Во всех циклах



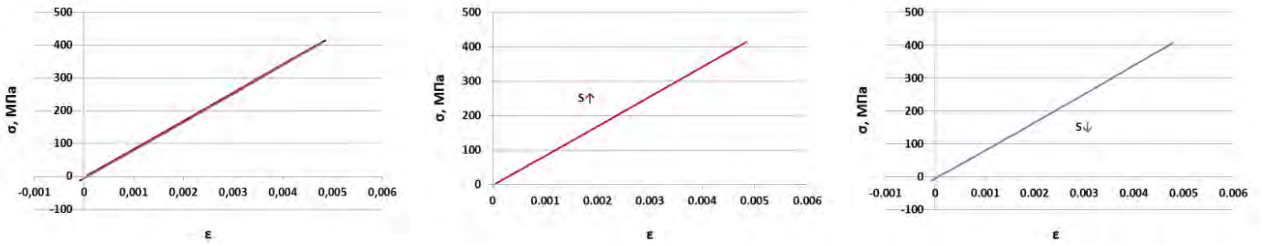
а) б) в)

Рис.1. а) диаграмма нагружения образца, б) смещение правых вершин петель гистерезиса за время выдержек 20 сек при s_{max}=const, в) смещение левых вершин петель гистерезиса за время выдержек 20 сек при s_{min}=const

нагружения (1A - 8H) время выдержек при значениях перемещений s_{max}=const и s_{min}=const составляло 20 секунд. На горизонтальных участках перемещения происходило смещение правых и левых вершин петель гистерезиса в соответствии с рисунками 1(б) и 1(в). Время изменения перемещений от s_{max} до s_{min} на участках уменьшения перемещений s↓ также задавалось 20 секунд.

Для цикла нагружения 8H на рисунках 2(а), 2(б) и 2(в) приведены петля гистерезиса (экспериментальные точки (ε_{xi}, σ_{xi}) на участках s↑, s_{max}=const, s↓ и s_{min}=const),

верхняя ветвь s↑ петли гистерезиса на участке 28-29 активного деформирования, нижняя ветвь s↓ петли гистерезиса на участке 30-31 пассивного деформирования [2]. Подбор

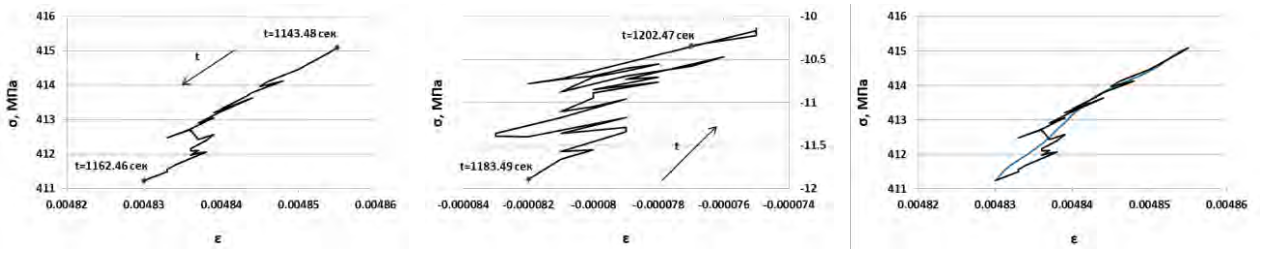


а) б) в)

Рис.2. 8-й цикл диаграммы нагружения образца: а) петля гистерезиса на участках s↑, s_{max}=const, s↓, s_{min}=const, б) верхняя ветвь s↑ петли гистерезиса на участке 28-29, в) нижняя ветвь s↓ петли гистерезиса на участке 30-31

уравнений, аппроксимирующих экспериментальные точки (ε_{xi}, σ_{xi}) на участках s↑ и s↓, производился в виде полинома 6-й степени методом наименьших квадратов. Назовем эти уравнения уравнениями верхней и нижней ветви петли гистерезиса соответственно.

Экспериментальные точки (ε_{xi}, σ_{xi}) на участках 29-30 (s_{max}=const) и 31-32 (s_{min}=const), представленные на рисунках 3(а) и 3(б), можно аппроксимировать двумя способами: без учета последовательности измерений во времени (рис. 3(в)) и с учетом последовательности измерений во времени (рис. 4(а)). Синяя линия на рис. 3(в) получена в виде полинома 6-й степени методом наименьших квадратов, который не учитывает последовательность точек (ε_{xi}, σ_{xi}) в аппроксимируемом массиве. Зависимость напряжения от деформации функциональная. Красная линия на рис. 4(а), более точно огибающая экспериментальные точки, функцией не является. Она получена путем аппроксимации методом наименьших квадратов двух массивов экспериментальных точек (t_i, ε_{xi}) и (t_i, σ_{xi}) с последующим формированием искомого массива точек (ε_{xi}, σ_{xi}) при одинаковых значениях времени, не обязательно t_i. На рис. 4(б) представлен результат аналогичной аппроксимации экспериментальных точек (ε_{xi}, σ_{xi}) на участке 31-32 (s_{min}=const).

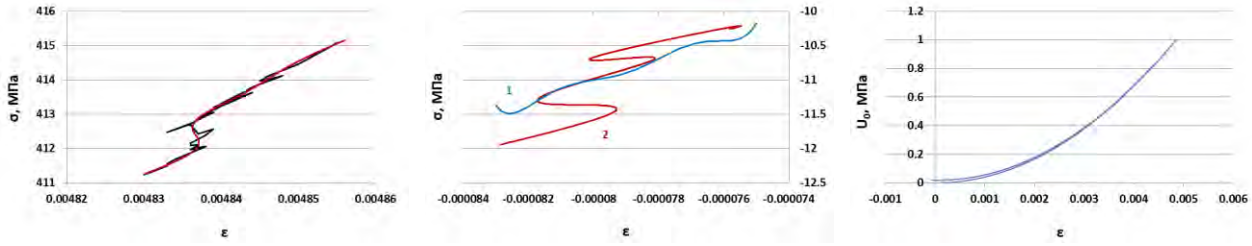


а) б) в)

Рис.3. а) зависимость напряжений от деформаций на участке 29-30 (s_{max}=const), б) зависимость напряжений от деформаций на участке 31-32 (s_{min} =const), в) аппроксимация экспериментальных точек (ε_{xi}, σ_{xi}) на участке 29-30 (s_{max}=const) без учета последовательности измерений во времени

Выбор способа аппроксимации зависит от конкретно поставленной задачи. Например, в данной работе ставилась задача определения потенциальной энергии в петле гистерезиса (рис. 4(в)) и её рассеяния в зависимости от деформации (рис. 5(в)). Наличие полиномиальных зависимостей напряжений от деформаций на участках s↑, s_{max}=const, s↓ и s_{min}=const удобно, так как их интегрирование не представляет никаких затруднений.

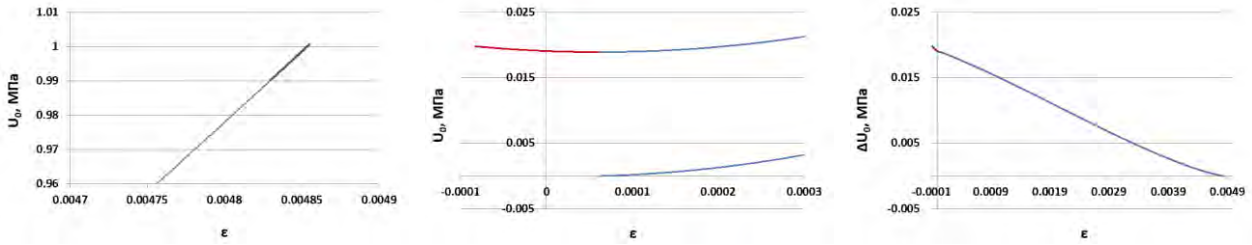
На рис. 5(а) показана верхняя часть кривой потенциальной энергии в петле гистерезиса (рис. 4(в)) при максимальных деформациях. Красным цветом выделен вклад в потенциальную энергию участка 31-32 (s_{min}=const): потенциальная энергия уменьшается примерно на 1% в соответствии с поведением кривой на рис. 3(а).



а) б) в)

Рис.4. а) аппроксимация экспериментальных точек (ε_i, σ_i) *на участке 29-30* (s_{max}=const) *с учетом последовательности измерений во времени, б) аппроксимация экспериментальных точек* (ε_{xi}, σ_{xi}) *на участке 31-32* (s_{min} =const) *без учета (1) и с учетом (2) последовательности измерений во времени, в) потенциальная энергия в петле гистерезиса на участках s↑,* s_{max}=const, *s↓,* s_{min}=const

На рис. 5(б) показана нижняя часть кривой потенциальной энергии в петле гистерезиса (рис. 4(в)) при минимальных деформациях. Кривая потенциальной энергии имеет минимум в точке ε = 0,000062, так как ветвь петли гистерезиса на участке s↓ пересекает ось абсцисс в этой же точке (рис. 2(в)). При ε < 0,000062 работа силы сжатия положительная, поэтому на участке кривой, отмеченном красным цветом, потенциальная энергия увеличивается. Рассеяние механической энергии на единицу объема материала (рис. 5(в)) определялось по разнице ординат верхней и нижней линий графика потенциальной энергии (рис. 4(в)) при одинаковых значениях деформаций. Участки кривых, отмеченные красным цветом на рисунках 5(б) и 5(в), идентичны.



а) б) в)

Рис.5. а) потенциальная энергия в петле гистерезиса при максимальных деформациях, б) потенциальная энергия в петле гистерезиса при минимальных деформациях, в) рассеяние механической энергии в петле гистерезиса на единицу объема материала

Заключение

Нелинейность зависимости напряжений от деформаций при повторном квазистатическом растяжении слоистого углепластика максимальной жесткости экспериментально подтверждается фактом наличия гистерезисных эффектов в каждом цикле нагружения. Полиномиальная аппроксимация на участках диаграммы нагружения позволяет определить характеристики петли гистерезиса и рассчитать удельную потенциальную энергию деформации и рассеяние механической энергии на единицу объема материала.

Литература.

1. Макаров П.В., Еремин М.О. Модель разрушения хрупких и квазихрупких материалов и геосред // Физическая мезомеханика. 2013, Т. 16, № 1, С. 5-26.

2. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов. М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы, 1974, 560 с.

УДК 539.422

О ПАРАМЕТРАХ, ХАРАКТЕРИЗУЮЩИХ ПОВРЕЖДЕННОСТЬ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ[1]

ON PARAMETERS THAT CHARACTERIZE DAMAGE AT DIFFERENT SCALE LEVELS

Синев И.О.[1] – инженер-исследователь, **Ботвина Л.Р.**[1] – д.т.н., гл.н.с.
[1]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: isinev@imet.ac.ru

Abstract. In this work, the process of accumulation of microcracks in a sample of structural steel is analyzed by optical microscopy. In parallel with the determination of damage, an assessment of acoustic emission parameters in the process of stretching the sample was performed. Using these methods, similar parameters were estimated and compared with the characteristics used in seismology to predict strong earthquakes.
Key words: microcracks, acoustic emission, destruction, seismology

Аннотация. В работе методом оптической микроскопии проанализирован процесс накопления микротрещин в образце из конструкционной стали. Параллельно с определением поврежденности была выполнена оценка параметров акустической эмиссии в процессе растяжения образца. С использованием данных методов оценены аналогичные параметры и выполнено их сравнение с характеристиками, используемыми в сейсмологии для прогнозирования сильных землетрясений.
Ключевые слова: микротрещины, акустическая эмиссия, разрушение, сейсмология

В последнее время все большее значение приобретает контроль механических свойств и определение остаточного ресурса промышленно значимых объектов и конструкций, поскольку многие из них находятся на стадии близкой или превышающей проектные ресурсы и сроки службы. В результате такого длительного использования могут наблюдаться необратимые изменения структуры и физикомеханических свойств материала, а также происходить процессы накопления дефектов (поврежденности).

Для оценки состояния материала при различных видах нагружения в литературе предложено множество соотношений, связывающих параметры поврежденности с механическими характеристиками материала – деформацией, напряжением, относительным числом циклов нагружения, коэффициентом деформационного упрочнения и др. Среди основных параметров поврежденности можно выделить количество (N, шт.), длину (L, мкм), площадь (S, мкм^2) каждого дефекта, по которым рассчитываются относительная площадь поврежденной поверхности (S*, мкм^2), равная отношению суммарной площади дефектов к площади кадра, средняя длина ($L_{ср}$, мкм) и плотность (n, 1/мкм^2) микротрещин [1]. Параметр S* равнозначен по физическому смыслу мере поврежденности, предложенной Л.М. Качановым и Ю.Н. Работновым [2,3].

Для изучения процесса накопления повреждений могут быть построены кумулятивные распределения концентрации микротрещин по их длине на разных этапах разрушения и оценен показатели степенного соотношения (b_C), аппроксимирующего полученные кривые. Часто применяется параметр поврежденности Журкова-Куксенко k_C, предложенный авторами [4] и модифицированный для плоской поверхности [5]. Данный параметр вычисляется из соотношения:

$$k_c = 1/(\sqrt{n} \cdot L_{\text{ср}}) \quad (1)$$

[1] Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00715-22-00.

Аналогично сталям, при разрушении горных пород наблюдается активное формирования трещин или разрывов. В работе [6] отмечается, что характер сейсмических событий, зарегистрированных перед землетрясением, отражает закономерности множественного разрушения земной коры. Для прогноза сильных землетрясений используется параметр концентрации сейсмогенных разрывов k_{SF}, оцениваемый по данным о количестве и энергии сейсмических событий, произошедших в объеме горных пород [7,8] и вычисляемый из соотношения, аналогичного (1). Помимо этого, в сейсмологии применяется параметр b_{SF} – константа в уравнении Гутенберга-Рихтера. Данный параметр характеризует наклон графика повторяемости сейсмических событий:

$$log_{10}N = a_{SF} - b_{SF}M \quad (2)$$

где N – число сейсмических событий с магнитудой выше или равной M, a_{SF} и b_{SF} – константы.

Аналогичный b_{SF} параметр b_{AE} определяют и по результатам исследования акустической эмиссии с использованием соотношения (2). Методика его определения представлена в работе [9]. При испытании гранита, авторы [10] также оценивали параметр k_{ae} исходя из соображения, что акустическая энергия E_j, выделившаяся при образовании трещины длиной l_j, пропорциональна l_j^3. Принимая E_j, равной квадрату амплитуды акустического сигнала U_j^2, и $l_j = \eta U_j^{2/3}$, где η - постоянный коэффициент, с использованием соотношения (1) они получили:

$$k_{AE} = \nu n^{2/3} / \sum U_j^{2/3} \quad (3)$$

где $\nu = 1/\eta V^{1/3}$, а V – объем нагруженного объекта.

Таким образом, целью данной работы является установление корреляции между параметрами k- и b-, определенными по результатам измерения характеристик акустической эмиссии, в результате изучения развития поврежденности, оцененной с использованием метода оптической микроскопии в процессе растяжения образцов из малоуглеродистой стали, а также использованием сейсмологических данных перед сильным землетрясением.

Для исследования кинетики накопления повреждений и измерения параметров акустической эмиссии были использованы корсетные образцы толщиной 5 мм из малоуглеродистой стали 20. Развитие поврежденности исследовалось во время остановок нагружения на полированной поверхности образцов. Пример полученных картин поврежденности представлен на рис.1.

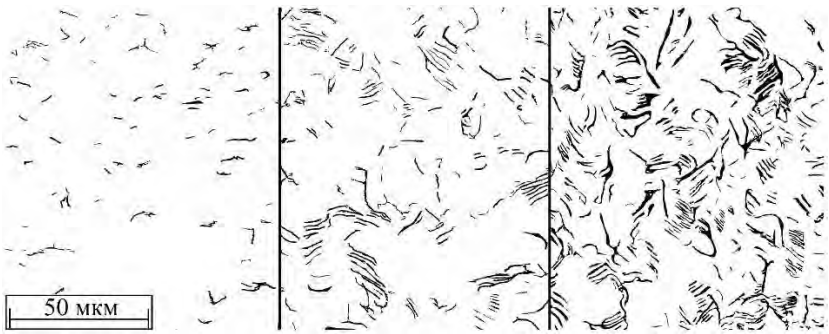
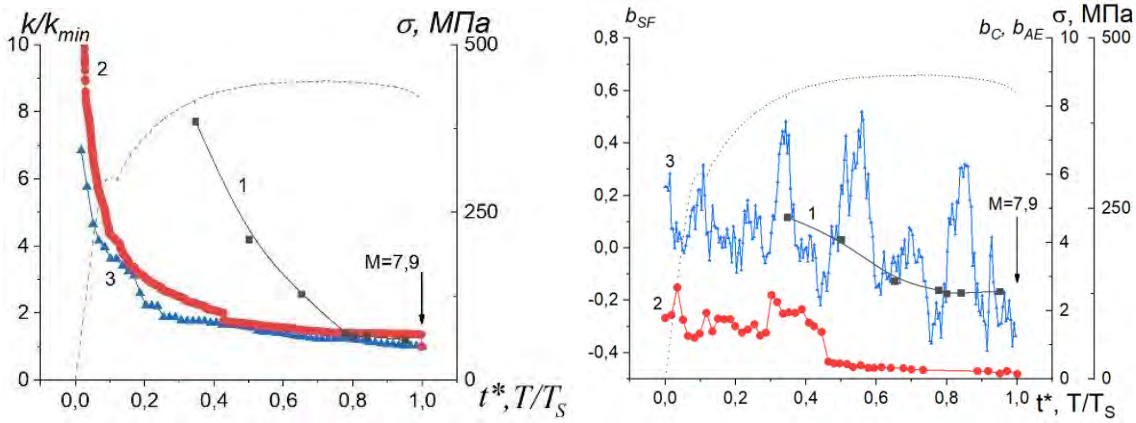


Рис.1. Пример полученных картин поврежденности при разных значениях относительной деформации (отношение текущей деформации к деформации разрушения) ε, равном 0.35, 0.78 и 0.95* [11]

Рассмотрим изменение исследуемых параметров во времени (рис.2). По оси абсцисс отложено относительное время t^* до разрушения металлического образца (кривые 1 и 2) и относительное время до землетрясения T/T_S с магнитудой M = 7,9, момент которого отмечен стрелкой (кривые 3). Расчёт сейсмологических параметров выполнен в

области очага Кроноцкого землетрясения, произошедшего 5 декабря 1997 г. – одного из сильных землетрясений Камчатки.



(а) *(б)*

Рис.2. Кривая нагружения, зависимость от относительного времени, нормированного на минимальное значение k-параметра (а) и b-параметра (б)

На рис.2, а приведены кривые изменения k-параметра, нормированного на минимальное значение. Анализ временных зависимостей параметров k_{AE}, оцененных методом акустической эмиссии в сталях, показывает, что их значения выше значений k_C и отвечают ранней стадии развития поврежденности по сравнению с зависимостями параметра k_C, характеризующего реальную поврежденность S^*. Причина состоит в том, что уже на стадии упругой деформации в отдельных объемах образца появляется микротекучесть, обусловленная движением дислокаций, которые вносят вклад в увеличение числа акустических событий на начальной и последующих стадиях накопления повреждений. По этой причине, а также в силу того, что акустическая эмиссия регистрируется при движении любого дефекта, а не только при развитии микротрещин, трудно ожидать, что критическое значение k_{AE} будет обязательно удовлетворять модели [12], предполагающей соответствие средней длины микротрещин расстоянию между ними и $k_{AE} \leq 3$. Временная зависимость k_{SF} также претерпевает наибольшие изменения в области начальной стадии развития повреждений. Поэтому, хотя все три параметра оцениваются по подобным соотношениям, их вряд ли можно считать равнозначными.

Аналогично параметру k_C, параметр b_C снижается от момента образования микротрещин при растяжении и выходит на плато при деформациях, близких к деформации разрушения (рис.2, б). Параметр b_{AE}, оцененный по результатам исследования акустической эмиссии, изменяется нелинейно на протяжении всего исследования. При значении $\varepsilon^* \approx 0{,}45$ наблюдается резкое снижение данного параметра и его выход на плато. Такое поведение объясняется наличием большого числа относительных высокоамплитудных сигналов и свидетельствует об активном процессе развития поврежденности в материале. Параметр b_{SF} также изменяется нелинейно, однако качественно можно оценить, что его среднее значение снижается при приближении землетрясения. Абсолютные значения данного параметра, как видно из рис.1 (б) меньше значений b_C и b_{AE}.

По результатам исследования установлено, что k-параметр, оцененный различными методами, снижается со временем, подобно уменьшению величины наклона графика повторяемости (b_{SF}) перед главным толчком, которому предшествует период затишья. Можно, вероятно, утверждать, что причина затишья и снижения k- и b-параметров одна и та же – локализация разрушения и связанное с ней уменьшение числа событий и увеличение размера дефекта. Более чувствительные, акустические характеристики реагируют на процесс локализации разрушения раньше.

Взаимосвязь оцененных по картинам микротрещин k_C- и b_C-параметров, а также снижение b_{AE} в начале периода затишья перед разрушением, подтверждают данные, полученные при испытании металлических образцов.

Литература

1. Ботвина Л.Р., Болотников А.И., Синев И.О. Иерархия микротрещин при циклическом и статическом нагружении // Физическая мезомеханика. 2019. Т. 22, № 6. сс. 24–36.
2. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. Москва: Наука, 1974. 311 с.
3. Работнов Ю.Н. Введение в механику разрушения. Москва: Наука. Гл. ред. физ. - мат. лит., 1987. 80 с.
4. Журков С.Н., Куксенко В.С., Слуцкер И.А. Образование субмикроскопических трещин в полимерах под нагрузкой // Физика твердого тела. 1969. Т. 11, № 2. с. 296.
5. Botvina L.R., Soldatenkov A.P. On the Concentration Criterion of Fracture // Metallofiz. i noveishie tekhnologii. 2017. Vol. 39, № 4. P. 477–490.
6. Ботвина Л.Р., Опарина И.Б., Новикова О.В. Анализ процесса накопления повреждений на различных масштабных уровнях // Металловедение и термическая обработка металлов. 1997. № 4. сс. 17–22.
7. Завьялов А.Д. Среднесрочный прогноз землетрясений: основы, методика, реализация. М.: Наука. Москва: Наука, 2006. 254 с.
8. Ризниченко Ю.В. Размеры очага корового землетрясения и сейсмический момент // Исследования по физике землетрясений. М Наука. 1976. сс. 9–27.
9. Ботвина Л.Р., Петерсен Т.Б., Тютин М.Р. Оценка и анализ b-параметра акустической эмиссии // Заводская Лаборатория. Диагностика Материалов. 2011. Т. 77, № 3. сс. 43–50.
10. Смирнов В.Б., Пономарев А.В., Завьялов А.Д. Особенности формирования и эволюции акустического режима в образцах горных пород // Доклады академии наук. 1995. Т. 343, № 6. сс. 818–823.
11. Ботвина Л.Р., Завьялов А.Д., Синев И.О. О временных зависимостях концентрационного параметра разрушения, оцененного разными методами // Доклады Российского Академии Наук. Науки о Земле. 2021. Т. 496, № 1. сс. 87–93.
12. Панасюк В.В., Лозовий Б.Л. О распространении двух трещин неравной длины // Доклады АН СССР. 1962. Т. 11. сс. 1444–1447.

УДК 539.3

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЯЗКОГО РАЗРУШЕНИЯ АЛЬФА И АЛЬФА+ БЕТА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ [1]

DUCTILE FRACTURE OF ALPHA AND ALPHA+BETA TITANIUM ALLOYS UNDER DYNAMIC LOADING AT A COMPLEX STRESS STATE

СкрипнякВ.В.[1] – канд. физ.-мат. наук, доцент, **Иохим К.В.**[1] – ассистент, **Скрипняк В.А.**[1] – д-р физ.-мат. наук, зав. кафедрой
[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет
e-mail: skrp2012@yandex.ru

Abstract. The article presents the results of a study of the mechanical behavior of alpha and alpha+beta titanium alloys VT1-0 (CP Ti) and VT6 (Ti-6Al-4V) in the strain rate range from 0.1 to 10^3 s^{-1} using Instron VHS 40/50-20 testing machine. Strain fields in flat smoothed and notched specimens were studied by digital image correlation (DIC). It is shown that the ductile nature of the fracture of VT1-0 and VT6 alloys is retained at strain rates from 0.1 to 10^3 s^{-1}. Ti-6Al-4V alloy unlike VT1-0 shows a tendency to embrittlement with an increase in the triaxial stress parameter to 0.497 at high-speed stretching.
Key words: fracture under tension, the stress triaxiality factor, damage, high strain rates, titanium alloys.

Аннотация. В статье представлены результаты исследования механического поведения альфа и альфа+бета титановых сплавов ВТ1-0 (CP Ti) и ВТ6 (Ti-6Al-4V) в диапазоне скоростей деформации от 0.1 до 10^3 $с^{-1}$ с использованием испытательной машины Instron VHS 40/50-20. Поля деформаций в рабочей части плоских образцов с надрезами и без них исследовались методом корреляции цифровых изображений (DIC). Показано, что вязкий характер разрушения сплавов ВТ1-0 и ВТ6 сохраняется при скоростях деформации от 0,1 до 10^3 $с^{-1}$, при параметре трехосности напряжений от 0,33 до 0,44 и начальной температуре 295 К. Сплав ВТ6 с альфа+бета фазовой структурой в отличие от технически чистого титана ВТ1-0 демонстрирует склонность к охрупчиванию с увеличением параметра напряжения трехосности до 0,497 при высокоскоростном растяжении.
Ключевые слова: разрушение при растяжении, параметр трехосности напряженного состояния, поврежденность, высокие скорости деформации, титановые сплавы.

Результаты экспериментальных и теоретических исследований [1−3] свидетельствуют о существенном влиянии распределений зерен по размерам титановых сплавов, температуры, скорости деформации и параметра трехосности напряженного состояния на характер разрушения и закономерности развития пластической деформации при растяжении. Результаты исследований показали, что в условиях квазистатического растяжения у альфа титановых сплавов предельная деформация до разрушения монотонно уменьшается при увеличении параметра трехосности напряженного состояния [2,3]. Одновременная регистрация полей деформации методом корреляции цифровых изображений и поля температуры методом инфракрасной термометрии показала повышение температуры в полосах локализации деформации при растяжении плоских образцов титановых сплавов в условиях квазистатического нагружения [3−4].

Закономерности локализации пластической деформации и разрушения титановых сплавов при высокоскоростном растяжении исследованы не достаточно полно.

[1] Работа поддержана РНФ, проект № 22-79-00162.

Цель данной работы состояла в исследовании возможности изменения от вязкого к квазихрупкому разрушению альфа и альфа+бета титановых сплавов в условиях растяжения со скоростями деформации от 0.1 до 10^3 $с^{-1}$ при увеличении параметра трехосности напряжения $\eta = -p/\sigma_{eq}$ (p – давление, σ_{eq} – интенсивность напряжения) от 0,33 до 0,497.

Для выявления закономерностей зарождения повреждений и разрушения сплавов проведены испытания образцов альфа и альфа+бета титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ6 и получены новые экспериментальные данные о закономерностях локализации деформации и разрушения сплавов в сложном напряженном состоянии при высокоскоростном растяжении. Сплав ВТ1-0 имел химический состав в вес. %: Ti ~ 99.45; Si ~ 0.08; Fe ~ 0.25; O ~ 0.2 и находился в поликристаллическом состоянии со средним размером зерна ~ 40 мкм, а сплав ВТ6 имел состав в вес. %: Ti~90.64; Al~5.95; V~3.31 и средний размер зерна ~ 25 мкм. Образцы были вырезаны из тонколистового проката сплавов ВТ1-0 и ВТ6 вдоль направления проката (RD) электроэрозионным методом. Толщина образцов ВТ1-0 составляла 0.72 ± 0.005 мм, а наименьшая ширина w – 4.85+0.05 мм, а толщина образцов ВТ6 составляла 1.1 ± 0.01 мм, а наименьшая ширина w – 6.0+0.05 мм. Начальная длина рабочей части L_0 была равна 20.0 ± 0.1 мм. Надрезы образцов были выполнены с радиусами, соответствующими 10.0, 5.0 и 2.5 мм [2,3].

Начальное значение параметра трехосности напряженного состояния η для плоских образцов определяется с помощью аналитического соотношения (1) [2,3]:

$$\eta=(1+2A)/(3\sqrt{A^2+A+1}),\ A=\ln[1+w/(4R)], \quad (1)$$

где w — минимальная ширина образца в зоне надреза, R – радиус надреза, A – площадь текущего поперечного сечения образца в процессе деформации.

Образцы с рабочими частями с надрезами и без надрезов из тонколистового проката титановых сплавов были исследованы в условиях растяжения со скоростями до 20 м/с при комнатной температуре. Испытания проводились в соответствии со стандартом ISO 26203-2:2011 на сервогидравлическом испытательном стенде Instron VHS 40/50-20 [2-4]. Растягивающие усилия и смещения регистрировались с высоким временным разрешением вплоть до разрушения. Для каждого типа образцов было проведено по три испытания при каждой из скоростей деформации 10^3, 10^2 и 0,1 $с^{-1}$. В каждой серии испытаний наблюдалась высокая степень воспроизводимости скоростей деформации, усилий и перемещений. Поля локальных деформаций образца были получены методом цифровой корреляции изображений (DIC) [4]. Для регистрации изменений геометрии образца использовалась камера Phantom V711 (Vision Research-AMETEK Co., Wayne, NJ, USA) со скоростью 10^5 кадров в секунду. Видео записывалось в нескольких разрешениях: 1280 × 800, 1024 × 680 и 512 × 400 пикселей при скоростях деформации 10^3, 10^2 и 0,1 $с^{-1}$.

На рис.1 показаны распределения эквивалентных деформаций в плоских образцах альфа титанового сплава ВТ1-0 ($\varepsilon_{eq}=(\sigma_{eq}/E)+(\sqrt{2}/3)[(\varepsilon_1^p-\varepsilon_2^p)^2+(\varepsilon_2^p-\varepsilon_3^p)^2+(\varepsilon_3^p-\varepsilon_1^p)^2]^{1/2}$,σ_{eq} – интенсивность напряжений, E – модуль Юнга) в моменты времени, предшествующие зарождению макроскопических трещин. На рис.1(а) показаны распределения эквивалентных деформаций в образцах с надрезами и без надрезов при растяжении при скоростях деформации 10^3, 10^2 и 0,1 $с^{-1}$. В рабочей части образцов в условиях одноосного высокоскоростного растяжения образуются стационарные полосы локализованного сдвига. Величина деформации до разрушения в зоне локализации деформации сплава увеличивается с ростом скорости деформации в исследуемых условиях нагружения. Одним из факторов, способствующих увеличению локальных пластических деформаций титановых сплавов до образования трещины, является повышение температуры в полосах локализации [5]. На рис.1(б) показаны фотографии трещин, образовавшихся в образцах ВТ1-0.

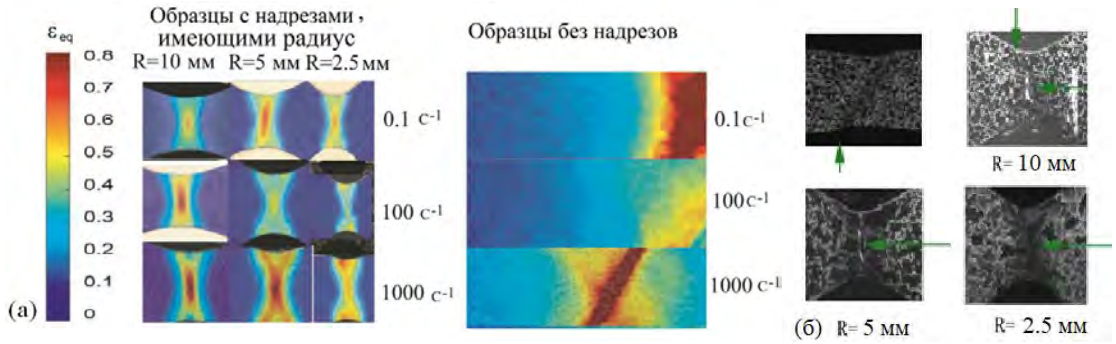


Рис.1. Эквивалентные деформации образцов альфа титанового сплава ВТ1-0 с радиусами надрезов 10, 5 и 2,5 мм и без надрезов (а) при растяжении при скоростях деформации 10^3, 10^2 и 0,1 $с^{-1}$, трещины в *образцах после растяжения со скоростью деформации 10^3 $с^{-1}$* (б)

Полученные результаты свидетельствуют о вязком характере разрушения ВТ1-0 при скоростях деформации от 100 до 10^3 $с^{-1}$. Зарождение повреждений и формирование трещины происходит после существенных неупругих деформаций в полосах локализации. При относительно низких значениях η и высоких скоростях деформации предельная деформация до разрушения изменяется незначительно. При увеличении параметра η до 0.5 (радиус надреза 2,5 мм) трещина зарождается в области пересечения полос локализации в центральной зоне образца и распространяется к его поверхности. В этом случае существенно уменьшается степень деформации до разрушения сплава ВТ1-0. На рис.2(а) показаны распределения эквивалентных деформаций в плоских образцах альфа+бета титанового сплава ВТ6 в моменты времени, предшествующие зарождению макроскопических трещин.

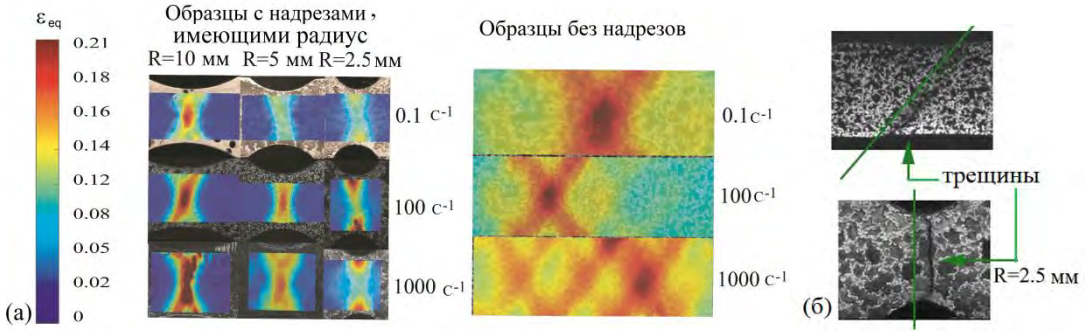


Рис.2. Эквивалентные деформации образцов альфа титанового сплава ВТ6 с радиусами надрезов 10, 5 и 2,5 мм при растяжении при скоростях деформации 10^3, 10^2 и 0,1 $с^{-1}$

Стадия равномерной деформации рабочей части сокращается с ростом скорости деформации. При скоростях деформации выше 10^3 $с^{-1}$ формирование полос локализации происходит на начальной стадии пластического течения. Фотографии трещин, образовавшихся в результате растяжения образцов без надрезов и с надрезом с радиусом 2.5 мм со скоростью деформации 100 $с^{-1}$, показаны на рис.2(б). Трещина формируется в стационарных полосах локализованной деформации и зоне их пересечения. Зарождение повреждений при высокоскоростной деформации при η ≈0.33 начинается в зоне выхода полос на границы образцов. Концентраторы напряжений могут вызвать охрупчивание сплава ВТ6 при высоких скоростях деформации. При скоростях деформации выше 100 $с^{-1}$ и η ≈0,497 разрушение ВТ6 носит квазихрупкий характер. Полученные результаты, свидетельствующие об уменьшении деформации до разрушения сплавов ВТ6, ВТ1-01 с увеличением параметра трехосности напряжения в диапазоне скоростей деформации растяжения от 0,1 до 10^3 $с^{-1}$, представлены на рис.3.

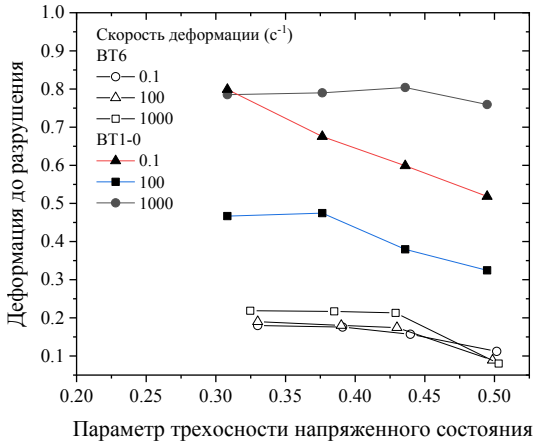


Рис. 3. Деформация до разрушения в зависимости от трехосности напряжения при скоростях деформации растяжения 0,1, 10^2, 10^3 $с^{-1}$ образцов сплавов ВТ6 и ВТ1-0

Отметим, что закономерности развития повреждений и роста трещин в альфа - и альфа+бета титановых сплавах при высоких скоростях деформации различаются. Одним из факторов, определяющих такое различие, является наличие в микроструктуре титанового сплава ВТ6 интерфейсных границ альфа (ГПУ) и бета (ОЦК) фаз. Наличие фазовых границ способствует более интенсивному зарождению повреждений в области формирующихся полос локализации пластической деформации и снижению деформации до разрушения.

Заключение.

В результате проведенных экспериментальных исследований развития неупругих деформаций и разрушения при растяжении исследованных альфа и альфа+бета титановых сплавов при температуре 295 К было показано, что зависимость предельных деформаций до разрушения от скорости деформации имеет немонотонный характер. Это обусловлено закономерностями зарождения и формирования полос локализации пластической деформации с образованием повреждений.

Разрушение технически чистого титана ВТ1-0 имеет вязкий характер при скоростях деформации от 0.1 до 10^3 $с^{-1}$, при значениях параметра трехосности напряжений $0.333 \leq \eta < 0{,}44$ и начальной температуре 295 К. В то же время альфа+бета сплав ВТ6 демонстрирует склонность к охрупчиванию с увеличением параметра напряжения трехосности до 0,497 в аналогичных условиях нагружения.

Литература:

1. Wang L., Shi, Zhang Y., Bai Y., Song L. Ductile-to-brittle fracture of CP titanium with torsion deformation // Materials Letters, 2018. −Vol.217. −P.263–266

2. Skripnyak V.V., Skripnyak E.G., Skripnyak V.A. Fracture of titanium alloys at high strain rates and under stress triaxiality // Metals, 2020. −Vol. 10. −No. 3. −P. 305-1−305-24.

3. Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Skripnyak V.A. The influence of stress triaxiality on ductility of α titanium alloy in a wide range of strain rates // Materials Physics and Mechanics. 2019. −Vol. 42. −No. 4. −P. 415−422.

4. Blaber, J.; Adair, B.; Antoniou, A. Ncorr: Open-Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software //Exp. Mech, 2015, −Vol. 55. –P. 1105–1122.

5. Sharkeev Y.P., Vavilov V.P., Belyavskaya O.A., Skripnyak V.A., Nesteruk D.A., Kozulin A.A., Kim V.M. Analyzing deformation and damage of VT1-0 titanium in different structural states by using infrared thermography // Journal of Nondestructive Evaluation, 2016. −Vol. 35. Article number 42.

УДК 621.785.5

КОНТАКТНАЯ ВЫНОСЛИВОСТЬ ПРЕЦИЗИОННЫХ ПОДШИПНИКОВ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

CONTACT ENDURANCE OF PRECISION BEARINGS MADE OF HIGH-CARBON CORROSION-RESISTANT STEELS AFTER COMBINED CHEMICAL-THERMAL TREATMENT

Смирнов А.Е.[1] – к.т.н, доцент, **Севальнев Г.С.**[1,2]– к.т.н,
Семенов М.Ю.[1] – д.т.н, профессор, **Нужный А.С.**[1] – аспирант
[1]МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва
[2]ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» НИЦ «Курчатовский институт»
e-mail: alex120796@mail.ru

Abstract. An effective way to achieve the maximum values of wear resistance and contact endurance of products made of high-chromium high-carbon steels is to carry out combined chemical-thermal treatment, including pre-nitriding, nitrocarburizing and hardening treatment. In this article, the influence of combined chemical-thermal treatment (CTT) modes of corrosion-resistant steels on the contact endurance of precision rolling bearing parts is considered. A variant of the CTT is proposed, which provides the necessary operational characteristics.
Key words: chemical-thermal treatment, contact endurance, cold treatment, rolling bearings, embrittlement, nitriding.

Аннотация. Эффективным способом достижения максимальных значений износостойкости и контактной выносливости изделий из высокохромистых высокоуглеродистых сталей является проведение комбинированной химико-термической обработки, включающей предварительное азотирование, нитроцементацию и упрочняющую обработку. В данной работе рассмотрено влияние режимов комбинированной химико-термической обработки (КХТО) коррозионностойких сталей на контактную выносливость прецизионных деталей опор качения. Предложен вариант КХТО, обеспечивающий необходимые эксплуатационные характеристики.
Ключевые слова: химико-термическая обработка, контактная выносливость, обработка холодом, подшипники качения, охрупчивание, азотирование.

Одним из актуальных направлений в машиностроении является повышение ресурса работы тонкостенных прецизионных изделий и в частности – высокоточных подшипников качения. При эксплуатации подшипники воспринимают циклические контактные нагрузки в совокупности с интенсивным изнашиванием, поэтому к сталям, из которых они изготавливаются, предъявляют высокие требования по твердости, контактной выносливости, износостойкости, коэффициенту трения и размерной стабильности.

На сегодняшний день для изготовления тонкостенных прецизионных, в частности приборных, подшипников, работающих в условиях малоударных или практически безударных нагрузок, используют высокоуглеродистые высокохромистые стали, обеспечивающие не только высокий уровень твердости и износостойкости, но и способные работать в условиях агрессивных сред. Однако для обеспечения требуемого уровня контактной выносливости и износостойкости необходимо дополнительное упрочнение поверхности.

В качестве технологического процесса для повышения ресурса работы подшипников качения из высокоуглеродистых сталей мартенситного класса выбрана химико-термическая обработка в атмосферах низкого давления и последующая термическая обработка (ТО) в вакууме с закалкой в газе высокого давления.

Металлографические, дюрометрические исследования проводили по стандартным методикам. Фазовый состав диффузионных слоев определяли методами рентгеноструктурного и рентгеноспектрального микроанализа. Опытные образцы из сталей марок 95Х18-Ш и 110Х18М-ШД подвергали вакуумному азотированию (ВА), вакуумной нитроцементации (ВНЦ) и последующей ТО, состоящей из закалки, обработки холодом и низкого отпуска. Оценку эффективности разработанной технологии проводили с помощью исследования эксплуатационных характеристик: износостойкости и контактной выносливости.

Применение комбинированной обработки позволяет получить не только мелкодисперсные нитриды хрома CrN и Cr_2N и железа Fe_2N, а также увеличить количество карбидов и нитридов в структуре диффузионного слоя, положительно влияющих на уровень механических характеристик: износостойкость и контактную выносливость. По результатам металлографического анализа установлено, что предварительное азотирование и присутствие азота в составе насыщающей среды при химико-термической обработке также способствует увеличению доли мелкодисперсных избыточных фаз в структуре матрицы (Рис. 1), что может благоприятно сказаться на уровне механических свойств.

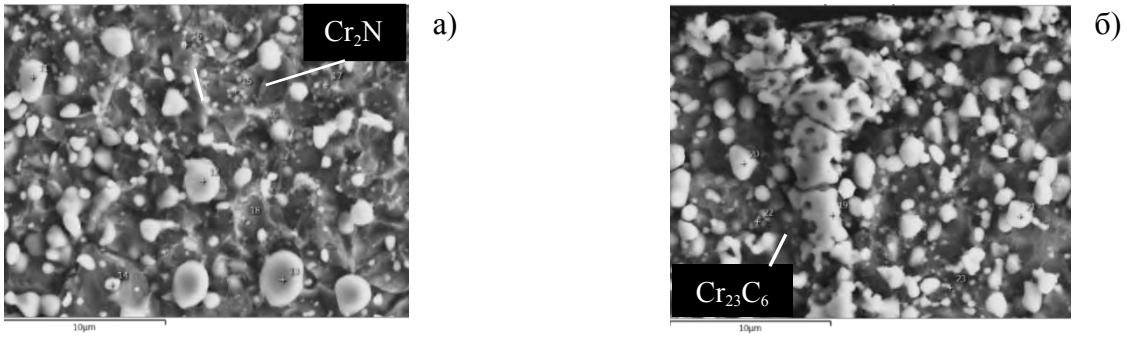


Рис. 1. Изображение (×5000) микроструктуры приповерхностной части диффузионного слоя сталей 95Х18-Ш (а) и 110Х18М-ШД (в) после вакуумного азотирования

Дополнительное насыщение диффузионного слоя азотом увеличивает объемную долю избыточной фазы (Рис. 2, а), при этом с ростом времени нитроцементации закономерно увеличивается не только объемная доля избыточной фазы, но и поверхностная концентрация углерода (Рис. 2, б).

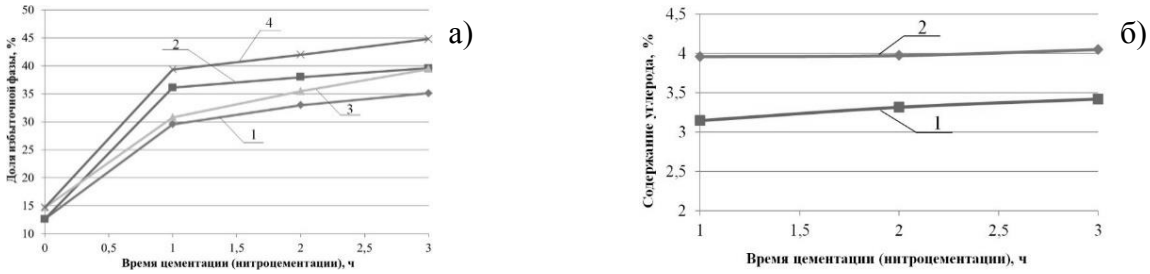


Рис. 2. Зависимость объемной доли избыточной фазы (а) и концентрации углерода на поверхности (б) от времени ВНЦ сталей 95Х18-Ш (1, 2) и 110Х18М-ШД (3, 4) после ВНЦ и упрочняющей ТО (1, 3) и после КХТО, включающей вакуумное азотирование, вакуумную нитроцементацию и ТО (2, 4)

Применение предварительного вакуумного азотирования для высокоуглеродистых подшипниковых сталей позволяет получить более протяженные диффузионные слои с увеличенным количеством дисперсной избыточной фазы по сравнению с вакуумной цементацией.

Известно, что износостойкость является структурно-чувствительной характеристикой, поэтому достижение высокой твердости не всегда гарантирует высокую износостойкость. Предварительное азотирование повысило поверхностную твердость образцов, однако результаты испытаний показали, что удельная интенсивность изнашивания в условиях сухого трения увеличивается в несколько раз после

комбинированной обработки по сравнению с нитроцементацией (Рис. 3). Результаты испытания в условиях граничного трения с использованием смазочного материала также показали, что использование ВНЦ без предварительного азотирования обеспечивает меньшую удельную интенсивность изнашивания.

Такое изменение удельной интенсивности изнашивания предположительно можно объяснить изменением характера и уровня остаточных напряжений, которые могут усиливать интенсивность износа поверхности.

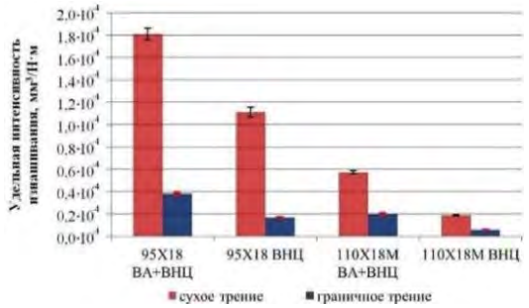


Рис. 3. Зависимость удельной интенсивности изнашивания образцов из сталей 95Х18-Ш и 110Х18М-ШД от режима упрочняющей обработки

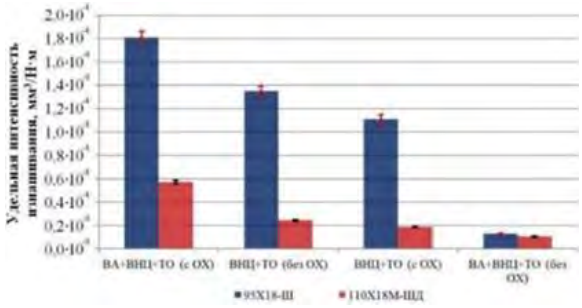


Рис. 4. Зависимость удельной интенсивности изнашивания образцов из сталей 95Х18-Ш и 110Х18М-ШД от режима упрочняющей обработки

Анализ результатов дал возможность предположить, что для уменьшения уровня остаточных напряжений следует сохранить в структуре некоторое количество остаточного аустенита, который, как известно, способствует их релаксации. По этой причине изменен режим упрочняющей термической обработки, из которого исключена обработка холодом.

Методом рентгеноструктурного анализа определено количество остаточного аустенита после комбинированной химико-термической обработки. Анализ рентгенограммы показал, что исключение обработки холодом увеличивает количество остаточного аустенита с 5-7 % до 11-15 %.

По результатам трибологических исследований в условиях сухого трения было получено, что исключение обработки холодом из цикла обработки привело к значительному снижению интенсивности изнашивания образцов после КХТО (Рис. 4).

Испытания на контактную усталость на предельных режимах работы машины МКВ-К (нагрузка 85 кг, напряжение в зоне σ_{Zmax} = 5150 МПа) показали следующие значения долговечности: образцы после КХТО – $3{,}68\times10^7$ циклов, после ВНЦ – $1{,}38\times10^7$ циклов, после ВА, ВНЦ и ТО, содержащей обработку холодом – $2{,}54\times10^6$ циклов, а образцы после термической обработки – $1{,}53\times10^5$ циклов (Рис. 5). Предел контактной выносливости (10^8 циклов) для стали 95Х18-Ш после КХТО составил 4900 МПа.

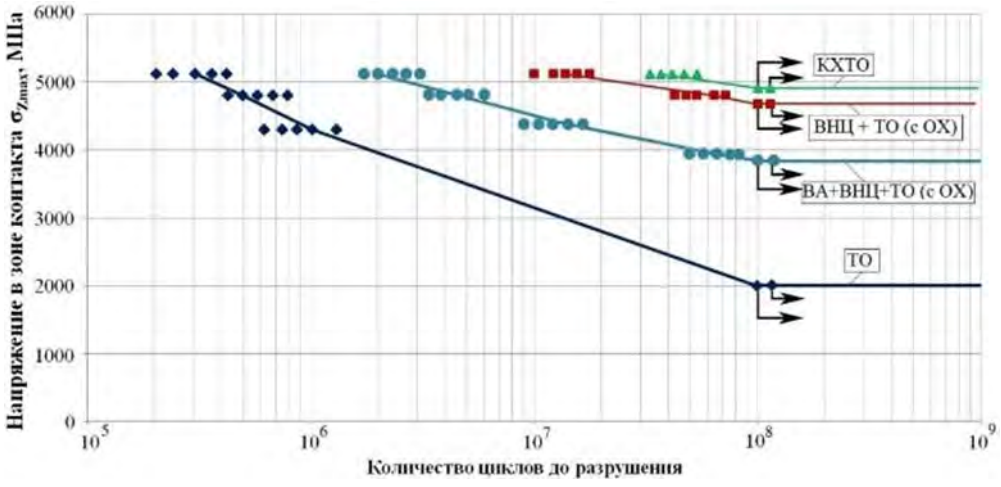


Рис. 5. Кривые усталости стали 95Х18-Ш после различных видов обработки

В условиях эксплуатации остаточный аустенит способен превращаться в мартенсит деформации, что приводит к изменению размеров. Испытания образцов на контактную выносливость приближены к условиям эксплуатации подшипников качения, что дает возможность измерить диаметр цилиндрического образца после испытаний и трактовать изменение размеров дорожки качения в области испытаний как стабильность размеров кольца тонкостенного подшипника качения при работе под нагрузкой. Результаты измерений дорожек качения образцов после испытаний на контактную выносливость показали наибольшую стабильность размеров после комбинированной химико-термической обработки (Рис. 6).

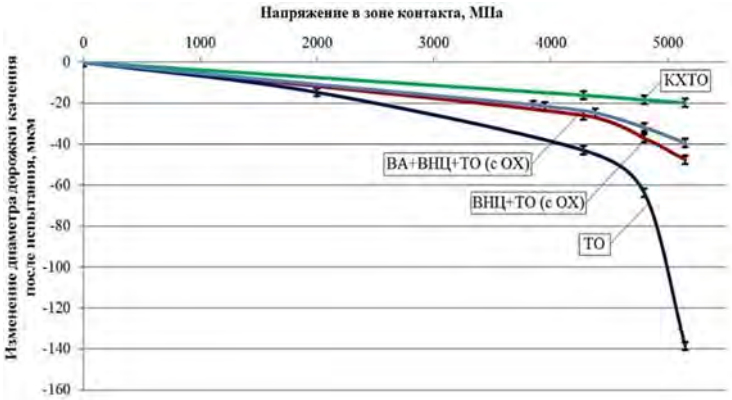


Рис. 6. Зависимость изменения размера дорожки качения от напряжения в зоне контакта после испытаний на контактную выносливость

Образцы после комбинированной химико-термической обработки при высоких напряжениях в зоне контакта (4800 и 5150 МПа) практически не испытывают пластической деформации. Средний размер образцов после испытаний при напряжениях 4800 и 5150 МПа по дорожке качения уменьшился на 18±2 и 20±2 мкм соответственно.

Для повышения эксплуатационных характеристик (износостойкость и контактная выносливость), влияющих на ресурс работы в условиях малоударных или практически безударных нагрузок тонкостенных прецизионных подшипников из высокоуглеродистых сталей, разработана и реализована комбинированная химико-термическая обработка. Данная обработка включает в себя предварительное вакуумное азотирование, вакуумную нитроцементацию, закалку в потоке инертного газа высокого давления и низкий отпуск. Из технологического цикла исключена обработка холодом, что дает возможность получать высокий уровень механических характеристик высокоуглеродистых сталей 95Х18-Ш и 110Х18М-ШД.

Литература

1. Special Features of the Carbonitriding of Parts of Instrument Bearings Designed for Extreme Service Conditions / G.S. Seval'nev [et. al.] // Metal Science and Heat Treatment. 2016. V. 58, №. 5-6. P. 287-292

2. Use of combined methods of successive carburizing and nitriding of martensitic steels in low-pressure atmospheres / G.S. Seval'nev [et. al.] // Metal Science and Heat Treatment. 2020. V. 62, №. 1-2. P. 127-132

3.Оптимизация режимов комбинированной химико-термической обработки высоконагруженных зубчатых колес из дисперсионно-твердеющей теплостойкой стали / Г.С. Севальнёв [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 14., № 11. С. 519-522

4. Севальнёв Г.С. Применение процессов химико-термической и термической обработки в вакууме для обеспечения эксплуатационных свойств прецизионных подшипников качения из легированных высокоуглеродистых сталей // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов (г. Москва, 07–10 ноября 2017 г.). М.: ИМЕТ РАН, 2017. С. 760-762

УДК 539.67+620.17+621.778.1

АКСИАЛЬНЫЕ ДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В ПРОВОДНИКЕ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ИМПУЛЬСОВ

AXIAL DYNAMIC PROCESSES IN THE CONDUCTOR WHEN EXPOSED TO ELECTRICAL IMPULSES

Сташенко В.И. – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник,
Скворцов О.Б. – кандидат технических наук, старший научный сотрудник
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
e-mail: vis20-11@rambler.ru

Abstract. The processes are considered experimental data on the processes of superficial longitudinal vibrational and axial power response in the conductor on the action of an external electric pulse of a rectangular shape. The dependence of the scope of the oscillations in the light direction on the length of the active area of the electric pulse is shown. This allows you to control the parameters of the electroplastic effect by changing the places of application of electrical exposure.
Key words: electric impulse, conductor, electroplastic effect, vibration, dynamic forces.

Аннотация. Получены экспериментальные данные о процессах поверхностного продольного вибрационного и осевого силового откликов в проводнике на действие внешнего электрического импульса прямоугольной формы. Установлена зависимость размаха колебаний в осевом направлении от протяженности активного участка действия электрического импульса. На основе полученных результатах появляется возможность управлять параметрами электропластического эффекта путем изменения мест приложения электрического воздействия.
Ключевые слова: электрический импульс, проводник, электропластический эффект, вибрация, динамические силы.

Введение.

Дополнительное физическое воздействие на металл при его механической обработки позволяет, как повышать эффективности самой обработки, например, уменьшая сопротивление деформации, так и позволяет влиять на структурные характеристики металла. Одним из таких воздействий является использование электропластического эффекта, при котором на проводник из металла подают от внешнего генератора электрические импульсы [1-2]. Такое воздействие может происходить как без дополнительных влияющих факторов, так и при значимых влияниях СВЧ излучения, температуры, вибрации и т.п., как показано на рис. 1.

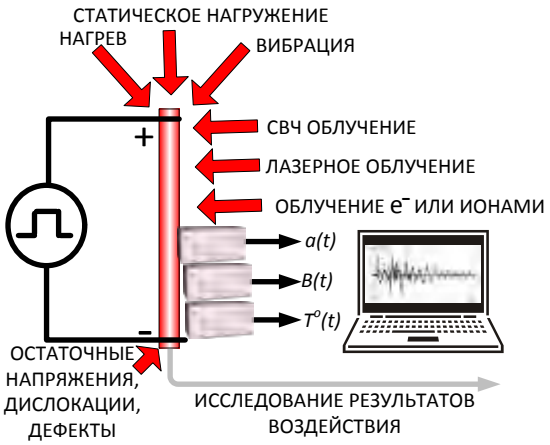


Рис. 1. Структурная схема задания электроимпульсного воздействия на проводник в и дополнительные влияющие факторы при создании электропластиченского эффекта.

Большой коммерческий потенциал использования электропластического эффекта отмечен в ряде публикаций [2-5]. Эффективное использование электропластического эффекта при механической обработке металлов ограничивается отсутствием полноты знаний о происходящих физических процессах. В связи с этим в публикациях [6, 7] рассмотрен ряд возможных механизмов формирования электропластического эффекта, в том числе проявление пинч-эффекта, эффекта динамического нагревания, спин-эффекта, действие «электронного ветра» и т.д. В этих работах отмечается наличие противоречий между предлагаемыми механизмами и имеющимися экспериментальными данными. Одним из предлагаемых механизмов проявления электропластического эффекта является предположение о взаимодействии электрических и магнитных полей с имеющимися дислокациями в материале проводника [8, 9]. Такие механизмы недостаточно полно хорошо согласуются с проявлением зависимости полярности возникающего при электроимпульснов воздействии вибрационного отклика. На важность вибрационных процессов при электропластическом эффекте указано в работе [10]. Для анализа физических процессов происходящих во время электропластического эффекта необходимы дополнительные исследования вибрационных откликов проводника на электроимпульсное воздействие. Некоторые результаты таких исследований представлены ниже.

Методика выполнения исследований

При выполнении исследований к проводнику, как показано на рис. 2 подключается генератор прямоугольных электрических импульсов. Расстояние между контактами на проводнике при этом равно *l*. Под действием электрических импульсов в проводнике формируются ударные механические импульсы. Они в осевом направлении *z* могут быть зафиксированы датчиком динамических сил, который с одной стороны крепится к торцевой части свободного от других креплений проводника, а с другой стороны закреплен на неподвижном основании.

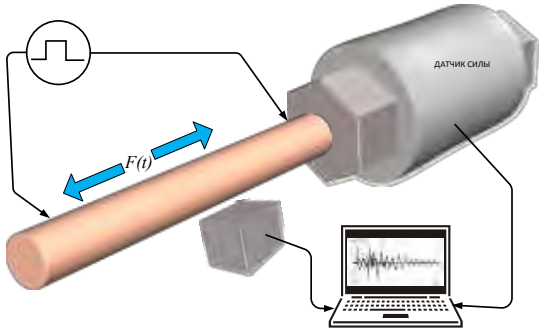


Рис. 2. Структура стенда для определения вибрационного отклика проводника на пропускание электрического импульса.

Датчик динамической силы типа 8501 подключен через модуль сбора данных к компьютеру с программным обеспечением для сбора и анализа сигналов в частотном диапазоне до 50 КГц. Дополнительно синхронно контролируется ток через проводник по изменения индукции *B(t)* магнитного поля с использованием бесконтактного датчика Холла, а также ускорение *az(t)* проводника в осевом направлении.

Анализ и обсуждение результатов

Типовые изменения измеряемых величин во время действия электрического импульса с момента *t0* до *t1* показаны на рис. 3 для образца из стали 80 диаметром 5 мм и длинной 200 мм. В моменты начала переднего и заднего фронтов электрического импульса в осевом направлении в проводнике формируются процессы продольных колебаний с затухающей амплитудой. Период колебаний для сигнала ускорения и динамической силы при этом существенно различаются. В зависимости от протяженности *l* участка активного действия электрического импульса можно изменять амплитуды, как

осевых динамических сил, так и поверхностной продольной вибрации, как показано на рис. 4, для постоянной величины размаха электрического импульса. При этом частоты (периоды) колебаний для сигналов ускорения и динамической силы могут существенно отличаться.

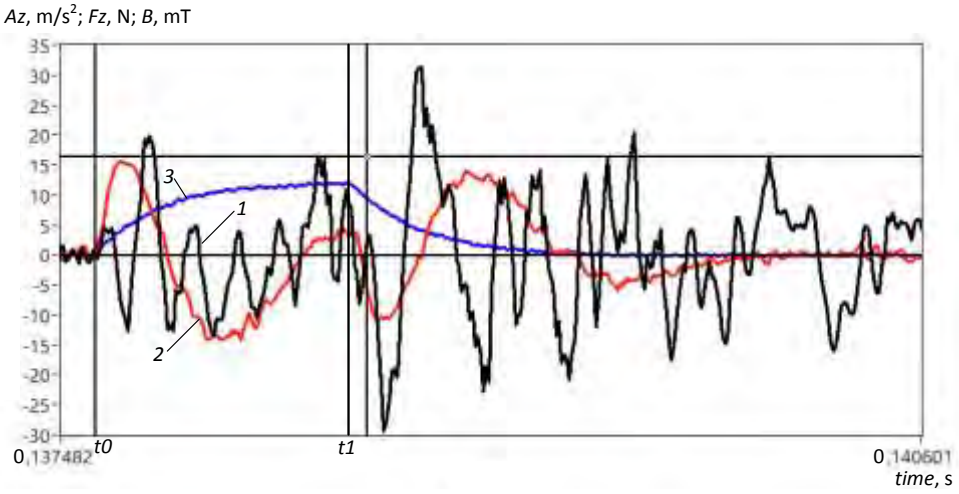


Рис. 3. Сигналы: 1 – осевого ускорения; 2 – осевой силы; 3 –магнитной индукции.

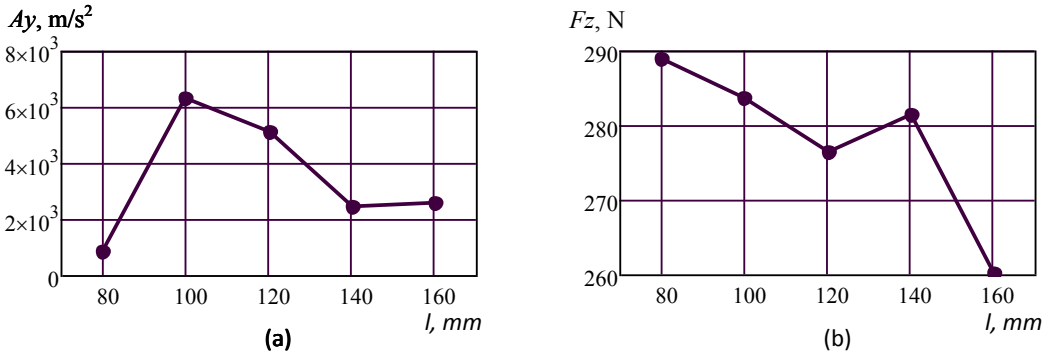


Рис. 4. Зависимость размаха величины осевой продольной вибрации (а) и размаха осевой динамической силы 9b) от протяженности l участка активного воздействия электрического импульса.

Такие различия в характеристиках и зависимостях изменений осевых динамических сил и поверхностного продольного ускорения показывают, что процессы колебания проводника в ответ на электроимульсное воздействие имеют сложный характер. С практической точки зрения могут быть использованы для управления механическим откликом проводника и его вкладом в проявление электропластического эффекта [11].

Заключение

Различие в параметрах и изменениях поверхностного вибрационного и силового продольного отклика для проводника в условиях близкого расположения сечений показывает, что для понимания механизмов воздействие электрических импульсов на металл необходимо учитывать различия не только во времени, но и по пространственному распределению, как переменных электрических величин, так и механических процессов отклика.

Литература

1. Троицкий О.А. Электропластический эффект в металлах.// Ким Л.А., М.: 2021. – 468 с.
2. Троицкий О.А., Сташенко В.И., Скворцов О.Б., Савенко В.С., Самуйлов С.Д., Терещук В.С., Зайцев С.В., Иванов А.М. Интенсивная пластическая деформация металла при токовых и СВЧ - воздействиях. Новые данные и закономерности // Изд-во КИМ Л.А., М.: 2020. –342 с.

3. Troitsky O.A. Electroplasti c effect on metals // Annali d'Italia, № 26, 2021. – P. 60–73.
4. Troitsky O.A. Physical mechanisms of the electroplastic effect and its application // nternational independent scientific journal № 10, 2019. – P. 35-38.
5. Troitsky O. Electronic and lattice mechanisms electroplasti effect // Polish journal of science № 38, 2021. – P. 39 50.
6. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов // Наука, 1985. – 160 с.
7. Батаронов И.Л. Механизмы электропластичности // Соросовский образовательный журнал, 1999, № 10, с. 94 – 99.
8. Савенко В.С., Троицкий О.А., Кривошеев Д.С. Механизмы электропластичности при двойниковании // Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии: материалы Междунар. науч.-техн. конф. / М-во образования Респ.Беларусь, –Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2021. – С. 145-146.
9. Le Guan, Guoy Tang, Paul K. Chu Recent advances and challenges in electroplastic manufacturing processing of metals // J. Mater. Res., vol. 25, № 7, 2010. – P. 1215-1224.
10. Ерилова Т.В., Воронов И.Н., Громов В.Е., Целлермаер В.Я. Вибростимулирующее влияние импульсов тока при волочении сталей // Известия вузов. Черная металлургия. – 1996. -- № 10. – С. 41 – 44.
11. Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Троицкий О.А. Электропластический эффект и взаимодействие электрического импульса с проводником // Письма о материалах, т.11, № 4, 2021. – С. 473–478.

УДК 602.17

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ТРИП ЭФФЕКТА В СТАЛИ

TEMPERATURE DEPENDANCE OF TRIP EFFECT IN STEEL

Столяров В.В. – д.т.н., гл.н.с.
Институт машиноведения РАН, Москва
e-mail: vlstol@mail.ru

Abstract. The deformation behavior of metastable austenitic steel under tension in the temperature range from -120 to +200 °C was studied. The initial microstructure of the steel is represented by austenite and martensite phases in the ratio (50:50). The optimal combination of strength and ductility due to the TRIP effect is observed at negative temperatures. Transformation temperatures were studied by calorimetric and dynamic mechanical analysis, which demonstrate the absence of the TRIP effect at temperatures above 100 °C and below -120 °C. A change in the deformation mechanism is assumed in the studied temperature range.
Key words: TRIP effect; metastable austenitic steel; deformation behavior.

Аннотация. Исследовано деформационное поведение метастабильной аустенитной стали при растяжении в диапазоне температур от -120 до +200 °C. Исходная микроструктура стали представлена фазами аустенита и мартенсита в соотношении (50:50). Оптимальное сочетание прочности и пластичности, обусловленное ТРИП эффектом, наблюдается при отрицательных температурах. Методами калориметрии и динамического механического анализа исследованы температуры превращения, которые демонстрируют отсутствие ТРИП эффекта при температурах выше 100 °C и ниже -120 °C. Предполагается изменение механизма деформации в исследованном интервале температур.
Ключевые слова: ТРИП эффект; метастабильная аустенитная сталь; деформационное поведение.

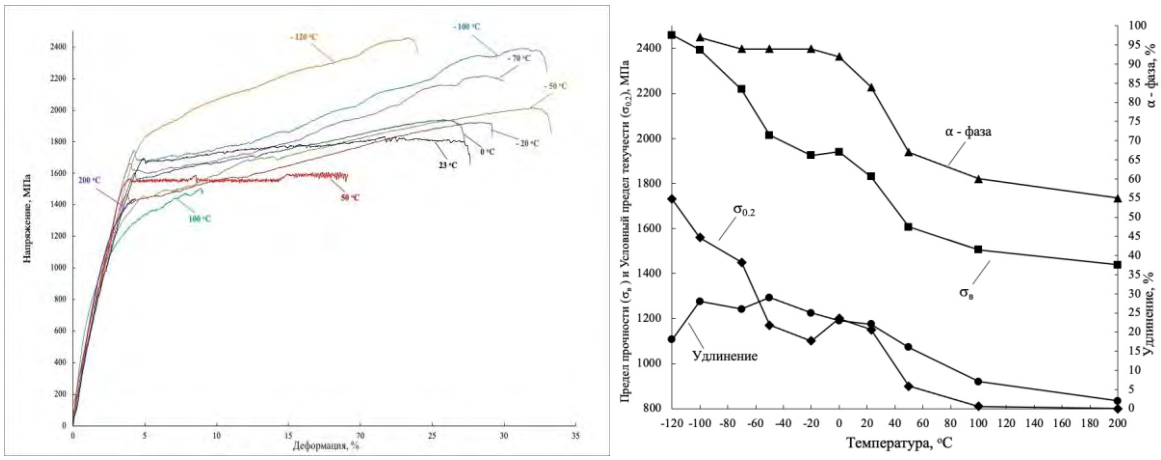
Явление, при котором мартенситное превращение в метастабильных аустенитных сталях происходит во время пластической деформации, называется ТРИП эффектом [1]. Несмотря на ограниченное понимание его природы, научный и практический интерес к этому явлению остаётся высоким. Такие стали обладают выигрышным сочетанием высокой прочности (около 2000 МПа) и пластичности (до 35%). Среди различных факторов, которые существенно влияют на кинетику мартенситного превращения и, следовательно, на ТРИП эффект, недостаточное внимание уделяется температуре испытания на растяжение [2-4]13 - 15]. Целью данной работы является исследование и тщательное изучение деформационного поведения при растяжении при низких и умеренных температурах метастабильной аустенитной ТРИП стали.

Лист толщиной 0,3 мм из стали ВНС9-Ш получен холодной прокаткой горячекатаной стали в несколько этапов с промежуточной термообработкой. Структура стали в исходном состоянии представляла собой смесь деформационного мартенсита и упрочненного аустенита (~ 50% мартенсита и ~ 50% аустенита). Испытания на растяжение образцов с размерами 0,3х2,5х15 мм^3 проводились в диапазоне температур от - 120 до + 200 °C со скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 8{,}3 \cdot 10^{-4}$ с$^{-1}$. Температура испытания в диапазоне 20 - 200 ^{o}C регулировалась с помощью промышленного фена [4]. Испытания при низких температурах проводились в атмосфере жидкого азота. Контроль температуры осуществляли хромель-алюмелевой термопарой в центре образца. Определение температур фазовых переходов проводили методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) в диапазоне температур от -90 до +300 °C со скоростью 3 град/мин. Фазовый состав определяли методом рентгеноструктурного анализа (РСА) вдали от места разрушения образца. Температурную зависимость внутреннего трения исследовали методом динамического механического анализа (ДМА) по схеме трехточечного изгиба в

диапазоне температур от -150 °С до +400 °С с амплитудой 1 мм и частотой 1 Гц. Движущая сила составляла 3,8 - 3,1 Н. Поверхность излома испытанных на растяжение образцов исследовалась на сканирующем электронном микроскопе JSM-6610LV.

РСА [5] показал, что при снижении температуры испытания с +20 до -120 °С относительная интенсивность дифракционного пика аустенита (220) резко уменьшается, а два других аустенитных пика (200) и (311) исчезают. Одновременно возрастает относительная интенсивность всех дифракционных пиков мартенсита, включая самый сильный пик (211) (рис. 2). Таким образом, когда температура испытания становится ниже комнатной, ускоряется прямое превращение остаточного аустенита в мартенсит, объёмная доля которого может достигать 95% и более.

На рис. 1а показаны кривые «напряжение-деформация» в диапазоне температур от -120 °С до +200 °С.



а б

Рис.1. Кривые растяжения (а) и температурная зависимость механических свойств и содержания α-фазы (б) в интервале от -120 °С до +200 °С.

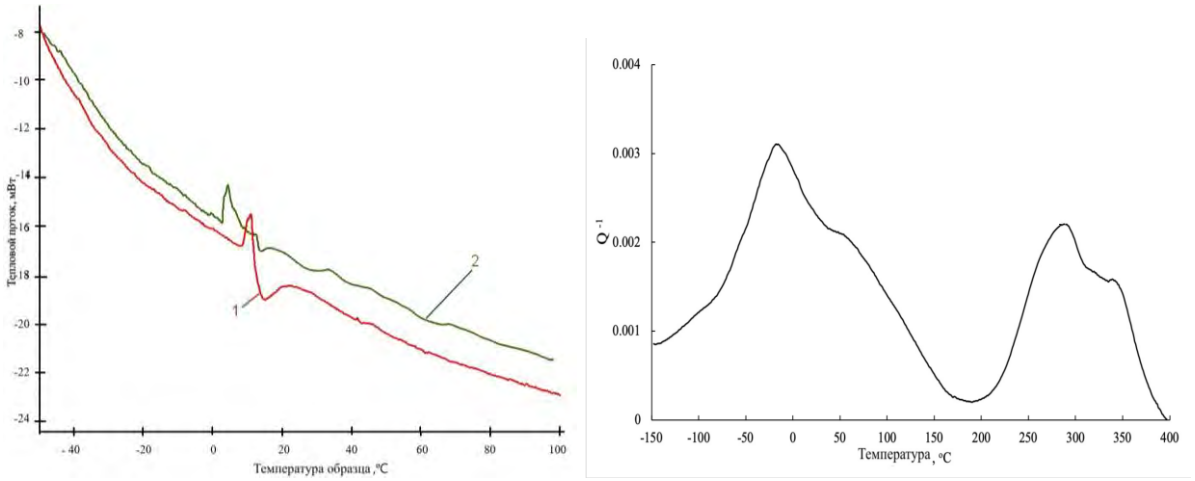
Физический предел текучести и стадия с очень низким деформационным упрочнением наблюдаются при 23 °С, что соответствует типичной кривой растяжения при наличии ТРИП эффекта [6]. Повышение температуры испытания до 100 °С и более резко меняет форму кривых деформации. Физический предел текучести отсутствует, а стадия деформационного упрочнения имеет достаточно высокий коэффициент. Видно значительное уменьшение удлинения и условного предела текучести при повышении температуры.

Форма кривых растяжения при отрицательных температурах демонстрирует значительное различие. В диапазоне от 0 до -100 °С на кривых растяжения наблюдаются верхний и нижний пределы текучести с последующей протяжённой стадией упрочнения. При температуре испытаний –120 °С верхний и нижний пределы текучести отсутствуют.

Повышение температуры испытания от комнатной до 200 °С приводит к довольно резкому падению прочности и пластичности, а также к уменьшению образующегося мартенсита с 84% до 55% (рис.1б). При понижении температуры наблюдался заметный рост пределов прочности и текучести, и незначительное увеличение удлинения. Максимальный предел прочности (2460 МПа) наблюдается при -120 °С с резким снижением пластичности. Количество деформационного мартенсита также растет с понижением температуры испытания. При -100 °С объёмная доля деформационного мартенсита составляет 97% (до испытания 50%). Относительное удлинение достигает максимума (29%) при -50 °С и затем снижается с повышением температуры до 200 °С.

Методом ДСК были определены температуры фазовых превращений в исходном двухфазном состоянии в диапазоне от -90 до + 300 °С. При первом нагреве (рис. 2а, кривая 1) видны два пика, следующие друг за другом: при 4,5 °С (экзотермический) и 11

°С (эндотермический). Предполагается, что появление пиков связано с началом распада мартенсита на ферритно-карбидную смесь (экзотермический пик) и термическим превращением остаточного аустенита в мартенсит (эндотермический пик). Повторный нагрев на том же образце привёл к воспроизводимости пиков и небольшому их смещению в область более низких температур (рис. 2а, кривая 2). При охлаждении пики не наблюдались.



а б

Рис.2. Кривые при нагреве (а) и температурная зависимость внутреннего трения (б)

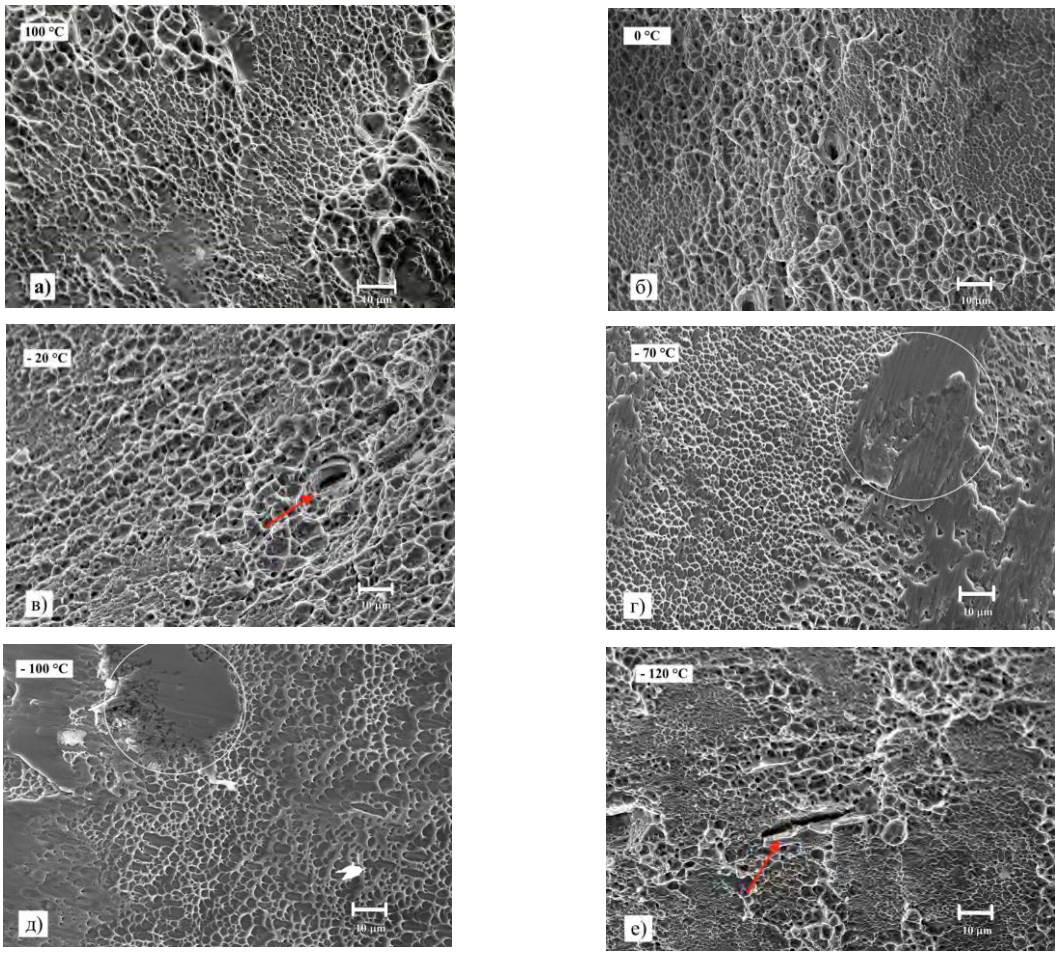


Рис. 3. Вид поверхности разрушения при разных температурах (стрелками отмечены микротрещины, белыми кружками – места сдвига)

Метод ДМА был использован для исследования температуры фазовых превращений путем измерения внутреннего трения [7, 8]. Зависимость внутреннего трения от температуры испытания при заданной амплитуде (1 мм) показывает два широких пика при температурах около -25 °C и 300 °C (Рис. 2б). Каждый из пиков представляет собой суперпозицию двух подпиков, соответствующих двухфазному (А + М) состоянию. Одной из причин появления пиков может быть частичный распад аустенита с образованием ферритно-карбидной смеси (при 300 °C) и начало / конец мартенситного превращения (при -25 °C). Появление дополнительных пиков внутреннего трения в сталях также может быть связано с магнитным упорядочением за счет ферромагнитного мартенсита [9].

Исследование поверхности излома (рис. 3) показало типичный тип вязкого ямочного разрушения во всем диапазоне температур испытания, однако их размер и вид характерных участков различаются. С уменьшением температуры испытания средний размер ямок и его распределение уменьшается (рис. 3 а, г), поверхности излома выглядят более шероховатыми, появляются места локального сдвига (рис. 3 г, д) и микротрещины (рис.7 в, е). При температуре выше 100 °C картина излома напоминает вид образцов, характерный для повышенной температуры

Выводы

1.Изучены особенности поведения деформационных кривых и механических свойств метастабильной аустенитной ТРИП стали в области температур -120...+200 ^{o}C.

2.Вид кривых растяжения при низких и умеренных температурах, изменение фазового соотношения А/М и фрактографические изображения излома свидетельствуют об изменении действующих механизмов деформации и, соответственно, вклада ТРИП эффекта.

3.Повышение температуры испытания выше комнатной приводит к распаду мартенсита деформации, а понижение температуры способствует образованию добавочного мартенсита деформации. Изменения фазового состава приводят к уменьшению вклада ТРИП эффекта при повышенных (> 50 ^{o}C) и пониженных (< 0 ^{o}C) температурах испытания и его исчезновению при температурах выше 100 ^{o}C и ниже – 120 ^{o}C.

Литература

1. Zackay V, Parker E, Fahr D, et al. Trans. of the ASM. 1967, №60 (2). C. 252-259.
2. A. Muëller, C. Segel, M. Linderov, A. Vinogradov, A. Weidner, and H. Biermann, The Portevin–Le Chatelier Effect in a Metastable Austenitic Stainless Steel, Metallurgical and materials transactions A. 2015. № 47 (1). C. 59-74
3. J.V. Tilak Kumar, J. Sudha, K.A. Padmanabhan, A.V. Frolova, V.V. Stolyarov. Influence of strain rate and strain at temperature on TRIP effect in a metastable austenitic stainless steel, Materials Science & Engineering A. 2020. №777. 139046
4. V.V. Stolyarov, K.A. Padmanabhan, V.F. Terentyev. Temperature-dependence of the TRIP effect in a metastable austenitic stainless steel, Letters on Materials. 2019. № 9 (1). C. 113-117.
5. Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Слизов А.К., Кобелева Л.И., Марченков А.Ю., Ашмарин А.А., Сиротинкин В.П. Особенности поведения тонколистовой аустенитно-мартенситной ТРИП-стали ВНС9-Ш В условиях статического и циклического деформирования. Деформация и разрушение материалов. 2017. № 8. С. 39-47.
6. Вираховский Ю.Г., Георгиева И.Я., Гуревич Я.Б., Замбржицкий В.Н., Максимова О.П., Ногаев М.А., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Использование мартенситного превращения, вызываемого деформацией, для повышения пластичности аустенитных сталей, упрочненных темплым наклепом. ФММ. 1971. № 32 (2). С. 348 – 363.
7. Fonstein N. Advanced High Strength Sheet Steels.Basel: Springer; 2015.
8. Li W, Zhao S, Zhang H, et al. Arch. of Metall. and Mater. 2016. № 61. C. 1723-1732.
9. Menendez E, Sort J, Liedke M.O., et al. J. of Mater. Res. 2009. №24(2). C. 565-572.

УДК 602.17

ЭФФЕКТ ТОКА ПРИ ПРОКАТКЕ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

CURRENT EFFECT DURING COLD ROLLING SHAPE MEMORY ALLOY

Столяров В.В. –д.т.н., гл.н.с.
Институт машиноведения РАН, Москва
e-mail: vlstol@mail.ru

Abstract. Deformability of a high-strength and brittle alloy TiNiHf was studied during rolling accompanied by a high-density pulsed current. Using the methods of optical microscopy, microhardness and X-ray analysis, an increase in microhardness and deformability under the influence of a pulsed current was established in comparison with rolling without current. The absence of noticeable structural changes and the observed hardening may indicate a non-thermal effect of the current in increasing the deformability.
Key words: shape memory alloy, rolling, pulse current, microstructure, deformability.

Аннотация. Исследована деформационная способность высокопрочного и хрупкого сплава TiNiHf при прокатке в сопровождении импульсного тока высокой плотности. Методами оптической микроскопии, микротвердости, рентгенографического анализа установлено повышение твердости и деформируемости при воздействии импульсного тока по сравнению с прокаткой без тока. Отсутствие заметных структурных изменений и наблюдающееся упрочнение могут свидетельствовать о нетепловом эффекте тока в повышение деформируемости.
Ключевые слова: сплав с памятью формы, прокатка, импульсный ток, микроструктура, деформируемость.

Введение

Деформационная способность материалов определяет способность твердых тел изменять форму и размеры под воздействием внешних факторов, включая обработку давлением. Для разных металлических материалов она может составлять от долей до десятков процентов, что ограничивает либо расширяет возможности технологических приемов воздействия на материал. Наиболее распространенным методом повышения деформационной способности является нагрев материалов перед обработкой, который в ряде случаев не желателен из-за изменения других свойств или снижения экономической эффективности. Деформационная обработка с применением импульсного электрического тока позволяет решить эти проблемы для ряда хрупких или трудно деформируемых металлов, сталей и сплавов на основе Ti, Zr, Al, Mg, Fe [1-10]. Среди исследованных материалов особая роль принадлежит сплавам на основе TiNi, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхупругостью [2]. Исследования показали перспективность применения импульсного тока к двухкомпонентным сплавам на основе TiNi для получения длинномерных полуфабрикатов тонкого сечения на финишных стадиях обработки давлением [2, 3]. В последнее время также рассматриваются высокотемпературные многокомпонентные сплавы с существенно более высокой температурой ЭПФ, в которых часть атомов никеля или титана замещается атомами гафния [11]. В отличие от никелида титана, такие сплавы являются не только трудно деформируемыми, но достаточно хрупкими. Поэтому разработка любых технологий, включая электропластическую прокатку, для повышения деформационной способности данных сплавов является актуальной. Цель статьи – исследование деформационной способности и возможности применения электрического импульсного тока при холодной прокатке сплава TiNiHf.

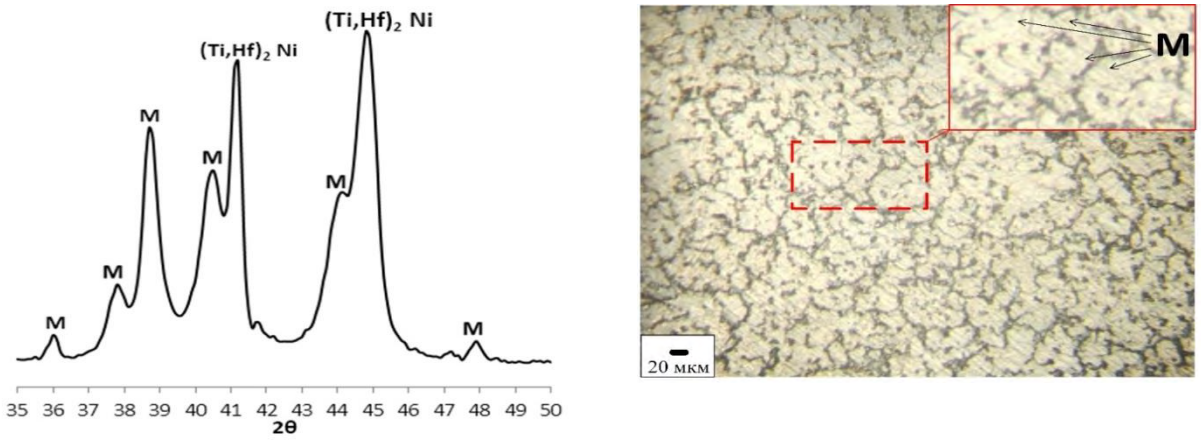
Материал и методы исследования

Слиток сплава $Ti_{47.4}Ni_{47.6}Hf_5$ получен методом электронно-лучевой плавки в «Промышленном центре МАТЭК-СПФ». Образцы для прокатки вырезались из слитка методом электроэрозионной резки в форме полос размерами 2,0х6,0х131 мм^3. Для плоской прокатки использовали двухвалковый стан с диаметром валков 65 мм. Скорость прокатки и обжатие по толщине составляли 60 мм/с и 25 мкм, соответственно. Процесс осуществлялся при комнатной температуре. Плотность тока j варьировалась от 200А/мм^2 в начале процесса до 580 А/мм^2 на конечных проходах при длительности импульса 200 мкс и частоте 500 Гц. При меньших значениях j деформационное поведение сплава не отличалось от такового при прокатке без тока, а разрушение происходило уже после первых проходов. Истинная деформация вычислялась по формуле e = ln S0 / Sк (где S0, Sк – площадь поперечного сечения полосы до и после прокатки).

Исследование микроструктуры проводили на световом микроскопе Versamet-2 Union с увеличением от 50 до 100. Образцы для световой микроскопии шлифовали на абразивной бумаге с величиной зернистости от Р120 до Р2500 с последующей полировкой. После механической шлифовки и полировки образцы травили в растворах: 1HF:3HNO3:6H2O2. Степень деформационного упрочнения сплава определяли путём измерения твердости по Виккерсу. Испытания проводили при комнатной температуре на твердомере LECOM 400-А под нагрузкой 1Н с выдержкой вдавленного индентора 10 с.

Результаты и обсуждение

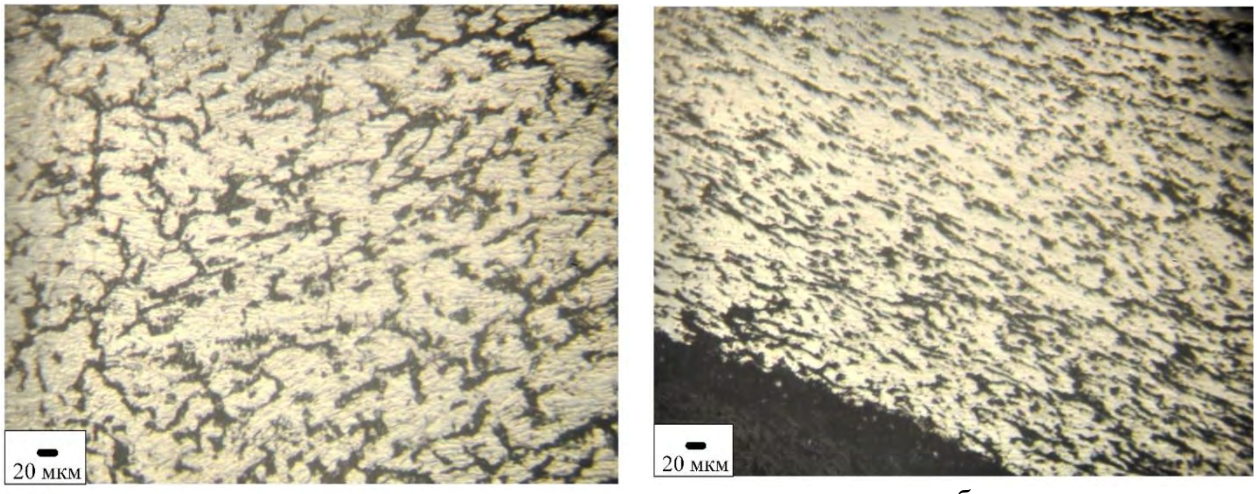
Рентгеновский анализ сплава в исходном состоянии показал присутствие слабо уширенных линий основной фазы мартенсита и заметного количества хрупкой фазы (Ti, $Hf)_2Ni$, что указывает на низкую степень дефектности кристаллической решетки и рекристаллизованный характер структуры (рис. 1а).



а б

Рис. 1. Рентгенограмма (а) и микроструктура (б) TiNiHf в исходном состоянии.

На рис. 2. представлены микроструктуры сплава TiNiHf в после прокатки с током до толщины полосы 0,6 мм. В исходном состоянии сплав имеет рекристаллизованную структуру со средним размером зёрен 50 мкм (рис.1б). Внутри зерен наблюдаются тонкие полосы мартенсита, не исключено наличие остаточного аустенита. На границах зёрен наблюдается скопление частиц (Ti, $Hf)_2Ni$ объемной долей 20-25%, как следствие выплавки. Прокатка с током приводит к изменению морфологии зеренной структуры: она становится более вытянутой (рис. 2а). Одновременно наблюдается еще более выраженное удлинение зерен в поперечном направлении (рис. 2б). Следует отметить, что межзеренные и внутризеренные микротрещины на всех этапах деформации в объёме исследуемого сплава обнаружены не были.



а б

Рис. 2. Микроструктура TiNiHf после прокатки с током: а - вдоль прокатки; б – поперек прокатки

Эксперименты показали, что при прокатке без тока или с током плотностью j <200 А/мм^2 сплав TiNiHf разрушается хрупко уже после первых 3-4 проходах (e ≤ 0.07) и без образования краевых дефектов. В большинстве случаев происходит разделение образца на несколько частей. Стоит отметить, что величина обжатия по толщине при этом не превышает 5%. Деформируемость повышается с увеличением плотности тока j ≥ 200 А/мм^2, которая позволяет сохранить цельность образца. Отметим, что всегда микроразрушение начинается с боковых поверхностей полосы, которое увеличивается, но не приводит к макроразрушению. Образующиеся в процессе прокатки краевые микротрещины обусловлены концентрацией преимущественно растягивающих напряжений. Они возникают при переходе от объемного напряженного состояния в исходной заготовке к плосконапряженному состоянию в тонкой полосе. Очевидно, что введение импульсного тока при прокатке сдерживает процесс образования и распространения трещин.

Таблица 1. Размеры поперечного сечения, твердость, деформации при прокатке с током.

№ прохода	Начальное сечение Т х Ш, мм	Конечное сечение, Т х Ш, мм	Инженерная степень деформации, %	Истинная деформация, *e*	HV
без прокатки	2,0 х 6,0	2,0 х 6,0	0	0	310
1-36	2,0 х 6,0	1,15 х7,1	42,5	0,39	340
37-60	1,15 х 7,1	0,62 х 8,3	69,0	0,85	385
60-84	0,62 х 8,3	0,30 х 9,2	85,0	1,47	490

Результаты измерения и анализ твердости показали, что увеличение накопленной деформации в результате прокатки с током приводит к повышению твердости (табл.1). Предполагается, что упрочнение является следствием нескольких факторов: повышение объемной доли мартенсита за счет деформационного превращения остаточного аустенита; изменение температуры начала обратного мартенситного превращения Мн; повышение плотности дислокаций, субструктурное измельчение и увеличение количества интерметаллидных частиц на границах зерен. Характер деформационного упрочнения и отсутствие признаков рекристаллизации свидетельствуют о минимальных тепловых эффектах в процессе прокатки с током.

Выводы

1. Плоская прокатка полосы сплава TiNiHf при комнатной температуре с импульсным током плотностью более 200 А/мм^2 позволяет достичь максимальной истиной деформации e=1.47 без разрушения.
2. Отсутствие заметных структурно-фазовых изменений и наблюдающееся упрочнение могут свидетельствовать о нетепловом эффекте тока в повышение деформируемости.

Литература

1. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Аврамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства) в 2-х томах / М. : Ижевск : Ин-т компьютерных технологий, 2004. Т. 1. 590 с.
2. Гуртовая И.Б. ., Инаекян К.Э., Коротицкий А.В., Угурчиев У.Х., Макушев С.Ю., Хмелевская И.Ю., Данилова Е.С., Сергеева А.Е., Столяров В.В., Прокошкин С.Д. Влияние режимов электропластической деформации на деформируемость и функциональные свойства сплава Ti-Ni с памятью формы / ЖФМ, 2008. № 2(4). С. 130–137.
3. Потапова А.А., Столяров В.В., Бондарев А.Б., Андреев В.А. Исследование возможности применения электропластической прокатки для получения прутков из сплава TiNi // Машиностроение и инженерное образование, 2012. № 2. С. 33–38.
4. Меденцов В.Э., Столяров В.В. Особенности деформирования, структура и механические свойства сплава ВТ6 при электропластической прокатке // Деформация и разрушение. 2012. № 12. С. 37–41.
5. Brodova I.G., Shirinkina I.G., Astaf'ev V.V., Yablonskikh T.I., Potapova A.A., Stolyarov V.V. Effect of pulsed current on structure of Al–Mg–Si aluminum-based alloy during cold deformation // Physics of Metals and Metallography. 2013. № 114 (11). P. 940–946.
6. Иванов А.М., Угурчиев У.Х., Столяров В.В. Структура и свойства конструкционных сталей после интенсивной пластической и электропластической деформации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. С. 104–112.
7. Xu Z., Tang G., Tian S., Ding F., Tian H. Research of electroplastic rolling of AZ31 Mg alloy strip // Journal of Materials Processing Technology. 2007. № 182 (1-3). P. 128–133.
8. Qian L., Zhan L., Zhou B., Zhang X., Liu S., Lv Z. Effects of electroplastic rolling on mechanical properties and microstructure of low-carbon martensitic steel // Mater. Sci. and Eng. A. 812. 2021. 141144. 10.
9. Mal'tsev I. M. Electroplastic rolling of metals with a high-density current // Russ. J. Non-ferrous Metals. 2008. № 49, P. 175–180.
10. Li X., Wang F., Li X., Tang G., Zhu J. Improvement of formability of Mg–3Al–1Zn alloy strip by electroplastic-differential speed rolling // Materials Science and Engineering: A. 2014. № 618, P. 500–504.
11. Babacan N., Bilal M., Hayrettin C., Liu J., Benafan O., Karaman I. Effects of cold and warm rolling on the shape memory response of Ni50Ti30Hf20 high-temperature shape memory alloy // Acta Materialia. 2018. № 157. P. 228–244.

УДК 629.7.023

НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

SOME REGULARITIES OF THE FRACTURE MECHANICS OF LAYERED COMPOSITES

Стрижиус В.Е.[1] – д.т.н., профессор каф. 101
[1]Московский авиационный институт
e-mail: vitaly.strizhius@gmail.com

Abstract. A brief analysis of the main directions of modern research on the laws of fracture mechanics of layered composites is presented. A number of laws of fracture mechanics are proposed in the framework of solving particular problems of assessing the characteristics of crack resistance for certain types of layered composites and certain types of cyclic loading.
Key words: layered composites, fracture mechanics, crack resistance.

Аннотация. Представлен краткий анализ основных направлений современных исследований закономерностей механики разрушения слоистых композитов. В рамках решения частных задач по оценке характеристик трещиностойкости для отдельных типов слоистых композитов и отдельных видов циклического нагружения предложен ряд закономерностей механики разрушения.
Ключевые слова: слоистые композиты, механика разрушения, трещиностойкость.

Известно, что метод оценки медленного роста может использоваться для определенных типов повреждений, обнаруживаемых в полимерных композиционных материалах (ПКМ), если скорость роста очевидно медленная, стабильная и предсказуемая. Характеристики медленного роста требуют консервативных и надежных результатов.

С целью реализации такого подхода исследование закономерностей механики разрушения слоистых композитов приобретает особое значение.

В настоящее время известны как минимум три направления современных исследований для решения подобной задачи.

1. Формирование закономерностей механики разрушения слоистых композитов на основе использования основных положений классической механики разрушения, созданной в свое время для металлических материалов [1-2].
2. Формирование закономерностей механики разрушения слоистых композитов на основе использования основных положений механики межслойного разрушения [3-6].
3. Решение частных задач по оценке характеристик трещиностойкости для отдельных типов слоистых композитов.

По результатам анализа закономерностей механики разрушения слоистых композитов, сформированных на основе использования основных положений классической механики разрушения металлических материалов и на основе использования основных положений механики межслойного разрушения элементов из ПКМ, можно отметить, что для практического использования этих закономерностей требуется проведение значительного объема специальных теоретических и экспериментальных исследований. Это требование характеризует основной недостаток представленных закономерностей и является основным препятствием для их использования в *инженерных* расчетах.

Представляется, что наиболее актуальные задачи в области оценки характеристик трещиностойкости слоистых композитов в *инженерных* расчетах состоят в разработке специальных методов решения *частных* задач по оценке характеристик

трещиностойкости для отдельных типов слоистых композитов при конкретных типах усталостного нагружения.

В качестве специальных методов решения частных задач предлагаются следующие.

1. Метод оценки скоростей роста *расслоений* в слоистых ПКМ при циклическом растяжении с использованием уравнения Коллиприста. Суть метода представлена в табл. 1.

Таблица 1

Известные соотношения – уравнение Пэриса	Предлагаемое соотношение – уравнение Коллиприста
$D = A/A_0;\ \frac{dD}{dN} = -2{,}857\left(\frac{1}{E_0}\frac{dE}{dN}\right) = f\left(\frac{\Delta\sigma}{\sigma_{UTS}}\right)$	$\frac{dD}{dN} = C\left[\frac{\lg\frac{\Delta\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}_{th}}}{\lg\frac{\bar{\sigma}_c}{\Delta\bar{\sigma}}}\right]^m$ (2)
$\frac{dD}{dN} = 9{,}2\times10^{-5}\times\left(\frac{\Delta\sigma}{\sigma_{UTS}}\right)^{6{,}4}$ (1)	

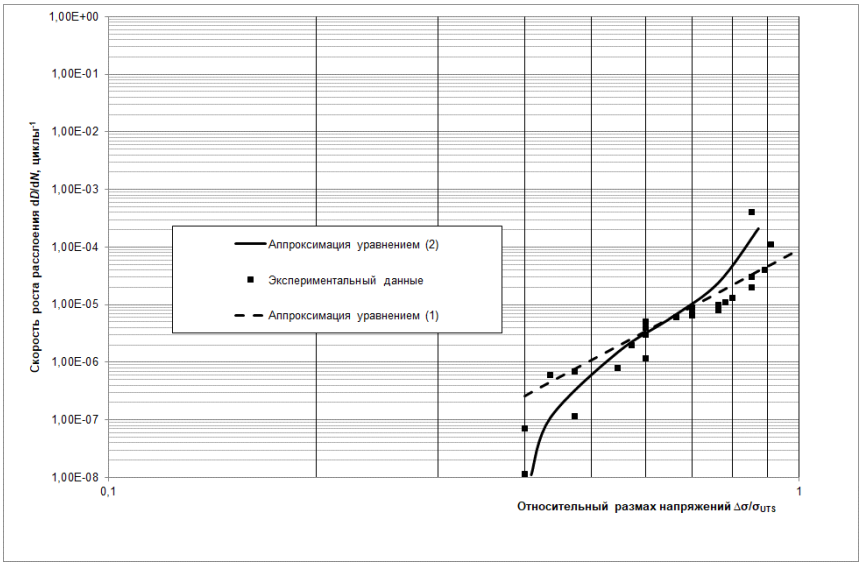


Рис.1. Пример аппроксимации экспериментальных данных по скорости роста расслоения в ламинате из углепластика XAS/914 с использованием уравнений (1) и (2)

2. Метод оценка скорости роста *расслоений* при циклическом растяжении слоистых композитов с использованием модели деградации жесткости. Суть метода представлена в табл. 2.

Таблица 2

Известные соотношения	Предлагаемое соотношение для оценки скорости роста расслоений
$D = A/A_0;\ \frac{dD}{dN} = -2{,}857\left(\frac{1}{E_0}\frac{dE}{dN}\right)$	$\frac{dD}{dn} = -2.857\left(\frac{E'(n)}{E_0}\right) = f_1(\sigma, R, n/N)$ (3)
$E(n) = (E_0 - \frac{\sigma}{\varepsilon_f})\times\left(1-\left(\frac{\lg(n)-\lg(0.25)}{\lg(N)-\lg(0.25)}\right)^{\lambda}\right)^{\frac{1}{\gamma}} + \frac{\sigma}{\varepsilon_f}$	

Основное достижение метода – возможность исследования изменения скорости роста расслоения в процессе накопления усталостного повреждения n/N – см. соотношение (3).

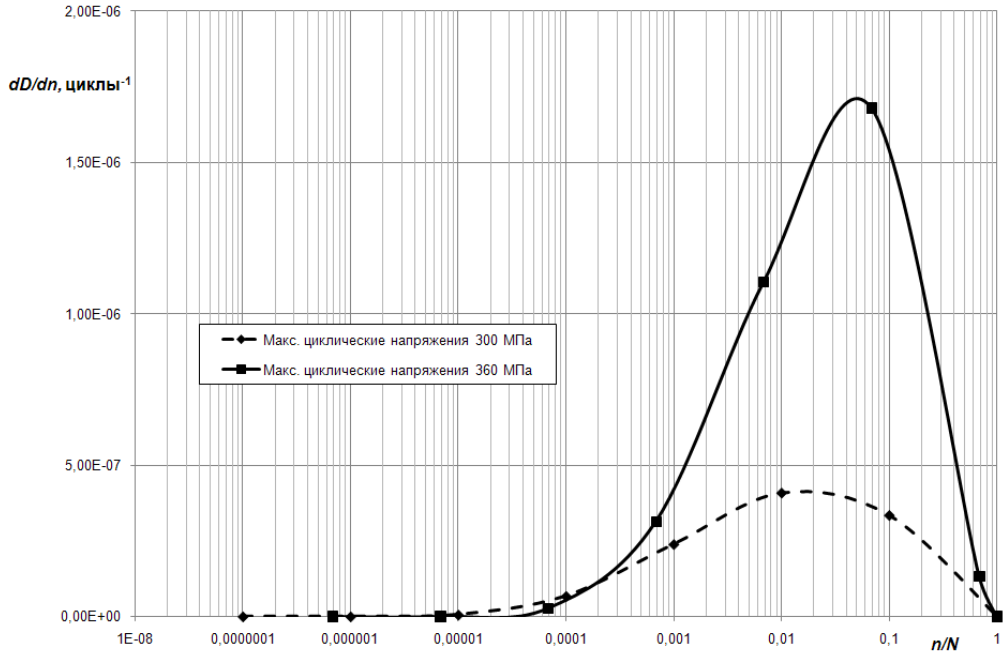


Рис.2. Пример зависимости (3) для ламината из углепластика XAS/914

3. Метод оценки скоростей роста *различных мод повреждений* с использованием специальных гипотез *раздельного накопления усталости*. Суть метода представлена в табл. 3.

Таблица 3

Известные соотношения – гипотеза суммирования Хау и Оуэном (*Howe and Owen*)	Предлагаемые соотношения – зависимости типа (4)
$D = \sum_{i=1}^{k} \left[A\left(\frac{n_i}{N_i}\right) + B\left(\frac{n_i}{N_i}\right)^2 \right]$	$D' = \frac{dD}{dn} = f_2(\Delta\sigma, R, n)$ (4)

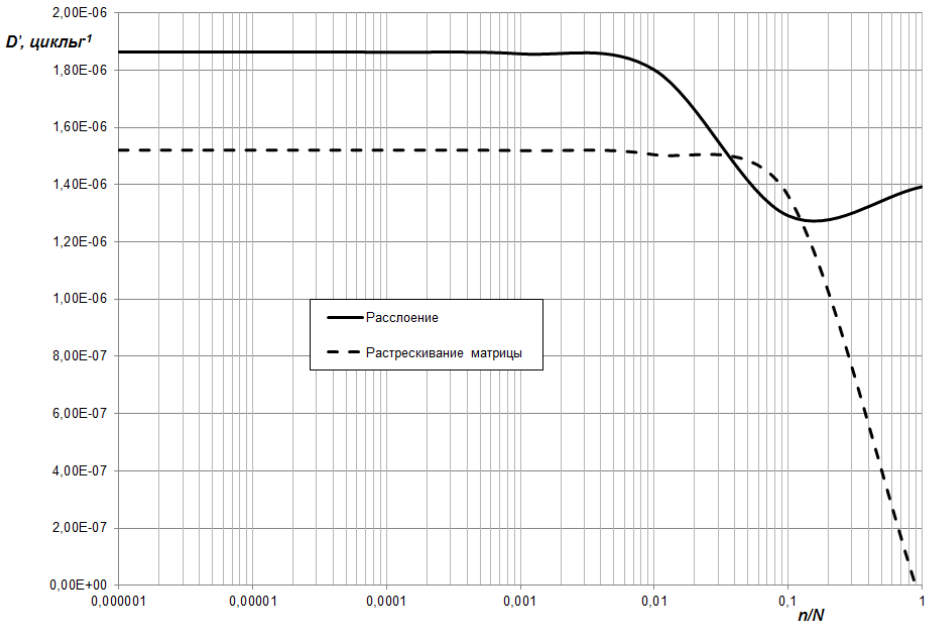


Рис.3. Пример зависимостей (4) для ламината на основе рубленного углеволокна и полиэстера

4. Метод расчетно-экспериментальной оценки скоростей роста *расслоений в клеевых соединениях* слоистых композитов. Суть метода представлена в табл. 4.

Таблица 4

Известные соотношения – уравнение кривой усталости (5)	Предлагаемое соотношение – соотношение (6)
$N = \frac{E(N)-E(0)}{E(0)\times k_1\times(\frac{F}{F_u})^{k_2}}$ (5)	$\frac{dD}{dN} = \frac{k_1}{k} \times (\frac{F}{F_u})^{k_2}$ (6)

Основное достижение метода – возможность исследования изменения скорости роста *расслоений в клеевых соединениях* слоистых композитов – см. соотношение (6).

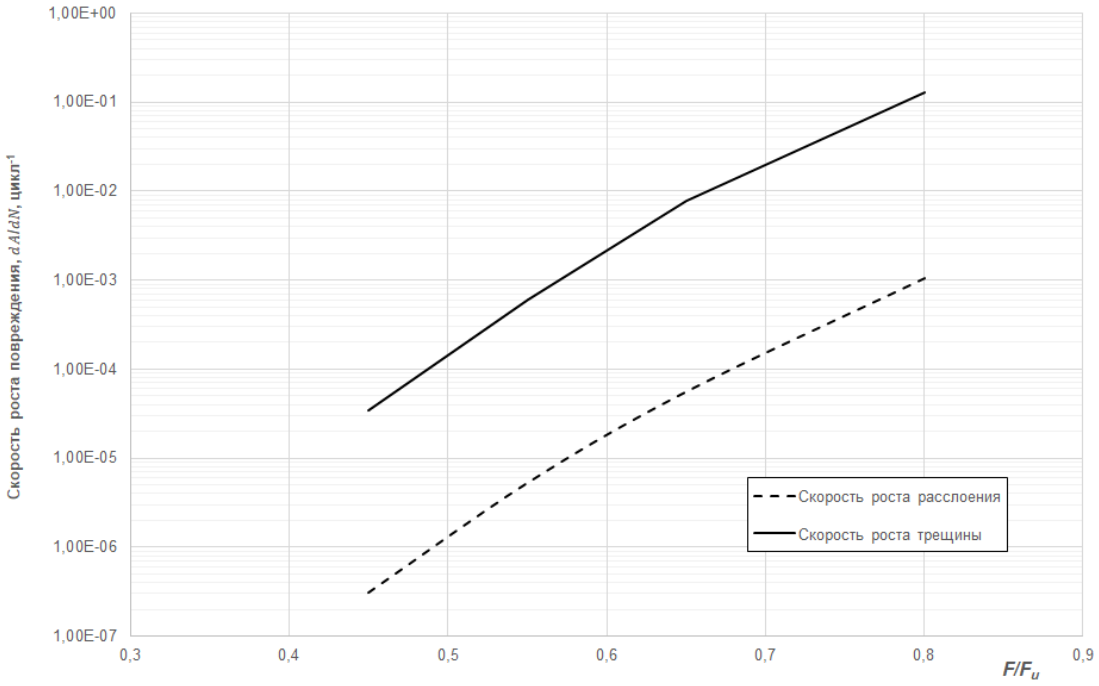


Рис. 4. Сравнение скоростей роста трещин и скоростей роста расслоения

Литература

1. Брытков Е.В, Санников В.А. Механика композиционных материалов: учебное пособие. Балт. гос. техн. ун-т. – СПб., 2012. 74 с.

2. Черепанов Г.П. Механика разрушения композиционных материалов. – М.: Наука, Главная редакция физико-математической литературы, 1983. – 296 с.

3. Martin M. Delamination fatigue // Fatigue in composites / Ed. by B. Harris. − Woodhead Publishing Ltd and CRC Press LLC, 2003. − P. 173-188.

4. Martin R. H. Characterizing mode I fatigue delamination of composite materials // Mechanics Computing in 1990s and Beyond. - 1991. – Vol. 2. - P. 943–948.

5. Martin R. H. and Murri G. B. Characterization of mode I and II delamination growth and thresholds in AS4/PEEK composites // Composite Materials: Testing and Design. ASTM STP 1059. − 1990. − Vol. 9. − P. 251–270.

6. Ramkumar R.L. and Whitcomb J.D. Characterization of mode I and mixed-mode delamination growth in T300/5208 graphite/epoxy // Delamination and Debonding of Materials. ASTM STP 876. - 1985. - P. 315-335.

УДК 621.452.3-226.017

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ МЕЗОТЕКСТУРЫ НА РЕСУРС ЖИВУЧЕСТИ ДИСКОВ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

EFFECT OF CRYSTALLOGRAPHIC MESOTEXTURE ON SURVIVABILITY OF AERO ENGINE DISKS MADE FROM TITANIUM ALLOYS

Туманов Н.В. – д.т.н, начальник отдела, **Воробьева Н.А.** – начальник сектора, **Лаврентьева М.А.** – начальник сектора, **Митина Ю.Л.** – ведущий инженер
Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ)
e-mail: nvtumanov@ciam.ru

Аннотация. Разработана и применена методика оценки влияния кристаллографической мезотекстуры на живучесть дисков из жаропрочных титановых сплавов. Выявлено значительное снижение ресурса живучести диска в рабочих условиях при наличии неблагоприятной мезотекстуры.
Ключевые слова: малоцикловая усталость, кристаллографическая мезотекстура.

Abstract. The technique for effect estimation of crystallographic mesotexture on survivability of aero engine disks made from titanium alloys is developed. Substantial reduction of disk survivability under service conditions owing to unfavorable mesotexture is revealed.
Key words: low cycle fatigue, crystallographic mesotexture.

Основу жаропрочных титановых (α+β)- и псевдо-α-сплавов, из которых изготавливают диски компрессоров авиационных газотурбинных двигателей (АГТД), составляет α-фаза. Вследствие низкой симметрии гексагональной кристаллической решетки α-фазы системы скольжения в ней существенно неравноправны. Это обусловливает склонность жаропрочных титановых сплавов к образованию кристаллографических текстур деформации. В зонах интенсивной пластической деформации при производстве заготовок дисков компрессоров АГТД возможно формирование кристаллографической мезотекстуры, характерный размер которой существенно превышает размер α-фазы, но недостаточен для обнаружения и анализа рентгенографическим методом. Совпадение местоположения такой текстуры с высоконапряженной (критической) зоной диска может приводить к раннему зарождению и быстрому росту трещины малоцикловой усталости (МЦУ) в эксплуатационных условиях нагружения, т.е. при наличии выдержки под нагрузкой.

В настоящее время отсутствуют методики определения показателей циклической долговечности дисков АГТД из титановых сплавов с учетом влияния неблагоприятной кристаллографической мезотекстуры (НКМ), – в которой базисный полюс (направление [0001]) α-фазы ориентирован вдоль направления действия максимальных напряжений [1]. В связи с этим особое значение приобретает получение количественных оценок указанного влияния путем сравнения показателей циклической долговечности дисков при наличии НКМ и ее отсутствии. На стадии развития трещины МЦУ таким показателем является ресурс живучести диска, который характеризуется периодом роста трещины в критической зоне. В статье [1] приведены результаты комплексных исследований влияния НКМ на кинетику трещины МЦУ в диске компрессора низкого давления АГТД из титанового (α+β)-сплава ВТ9 при сложных циклах нагружения. Установлено, что НКМ значительно ускорила развитие трещины МЦУ, что привело к уменьшению периода ее роста в три раза по сравнению с периодом устойчивого роста (в отсутствии НКМ). В

данной работе аналогичные исследования проведены для диска компрессора высокого давления (КВД) АГТД из титанового (α+β)-сплава ВТ3-1 при простых циклах нагружения. Разработана и использована методика оценки влияния НКМ на ресурс живучести дисков в рабочих условиях, которая включает:

1) определение методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ) наличия НКМ в области зарождения и развития трещины МЦУ в диске;

2) проведение с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) микрофрактографической реконструкции кинетики трещины с определением периода ее роста;

3) моделирование (на основе теории устойчивого роста [2]) развития трещины в отсутствии НКМ и сравнение периода ее роста с результатами, полученными в п. 2.

Фрактографические и металлографические исследования

Исследовали поверхность разрушения по трещине МЦУ, которая развилась в меридиональном сечении диска в условиях эксплуатации (рис. 1а). Трещина зародилась в шлицевом пазе в ступице в области концентрации окружных напряжений. Кристаллографическую текстуру определяли методом ДОЭ на поверхности шлифа, параллельной излому и расположенной вблизи него (рис. 1б). Как видно на рис. 1в, материал диска в области зарождения и развития трещины МЦУ имеет полосчатую кристаллографическую мезотекстуру; при этом текстурные полосы, характерный размер которых значительно превышает размер глобулей α-фазы, составляют угол ≈45° с поверхностью дна паза. Красные области визуализируют зоны НКМ, в которых направление [0001] α-фазы совпадает с направлением действия окружных напряжений.

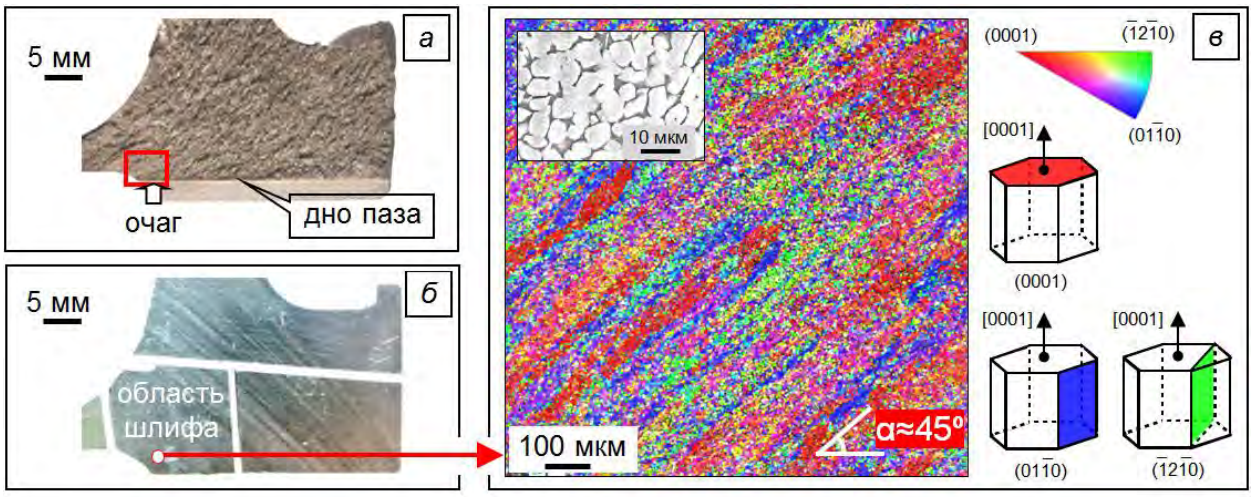


Рис. 1. Фрагмент излома по трещине МЦУ в диске КВД (а), темплет для изготовления шлифа (б), карта распределения кристаллографических плоскостей α-фазы и микроструктура в параллельной излому плоскости (в)

При развитии трещины МЦУ через текстурированные области сформировалась полосчатая фрактотекстура поверхности разрушения диска (рис. 2), составляющая такой же угол ≈45° с поверхностью дна паза, как и мезотекстурные полосы (см. рис. 1в). Полосчатая фрактотекстура обусловлена действием двух микромеханизмов развития трещины МЦУ, формирующих два основных типа микрорельефа поверхности разрушения (фракторельефа) (см. рис. 2):

− в области, в которой в меридиональном сечении диска располагается базисная (или близкая к ней) плоскость (0001) α-фазы (красные полосы на рис. 1в), трещина распространялась быстро под действием низкоэнергоемкого механизма разрушения сколом;

− в остальных областях преимущественно действовал высокоэнергоемкий механизм периодического расслаивания-разрыва, приводящий к медленному и устойчивому росту трещины и образованию усталостных бороздок на поверхности разрушения [2].

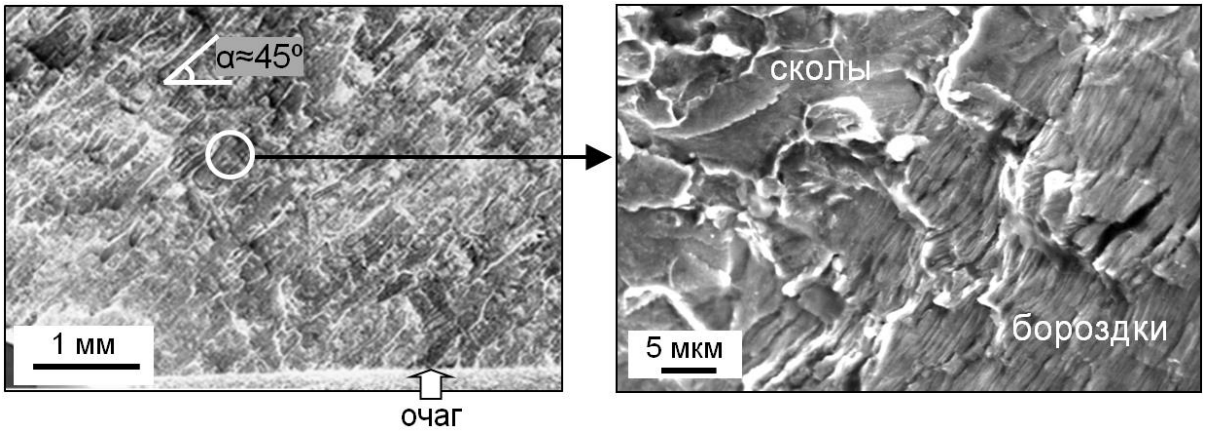


Рис. 2. Микросколы и усталостные бороздки на участке излома, отмеченном на рис. 1а

Микрофрактографическую реконструкцию (с использованием СЭМ) кинетики трещины МЦУ проводили следующим образом: в каждой *i*-й области с бороздчатым фракторельефом определяли число $n(l_i)$ последовательно образовавшихся усталостных бороздок и расстояние l_i от очага развития трещины до конца этой области, после чего построили дискретную экспериментальную кинетическую зависимость

$$N_Э(l_j) = \sum_{i=1}^{j} n(l_i) \qquad (1)$$

и определили непрерывную экспериментальную кинетическую зависимость $N_Э(l)$ «число циклов N – глубина трещины l», аппроксимирующую зависимость (1) непрерывными функциями.

Расчетные исследования и сравнительный анализ

Расчеты напряженно-деформированного состояния диска КВД и коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) K проводили с применением метода конечных элементов (КЭ). При построении КЭ сетки использовали двадцатиузловые элементы в основной и вырожденной (на фронте трещины) формах. Расчетная модель представляет собой сектор фрагмента диска с центральным углом 30°, ограниченный двумя меридиональными сечениями, проходящими через середины шлицевых выступов в ступице, между которыми расположены два шлицевых паза. На боковых поверхностях сектора диска заданы условия циклической симметрии. Центробежная нагрузка от лопаток и отсеченной верхней части обода диска задана в виде распределенной нагрузки на узлы КЭ сетки в радиальном направлении. На заднем торце ступицы диска запрещены перемещения в осевом направлении.

Распределение окружных напряжений в диске на максимальном режиме показано на рис. 3а. Как видно на рис. 1а и 3а, очаг развития трещины находится в критической зоне, в которой достигаются максимальные значения окружных напряжений. В этой же области располагается НКМ – текстурные полосы, в которых направление [0001] α-фазы совпадает с направлением действия окружных напряжений (см. рис. 1б,в).

При построении модели диска с трещиной использовали описанную выше расчетную модель с сохранением граничных условий и нагрузок. Очаг развития расчетной трещины располагали в области максимума окружных напряжений. Фронты трещины моделировали с учетом результатов фрактографического анализа в виде фрагментов эллипсов с общим центром, расположенным в очаге развития трещины (рис. 3б).

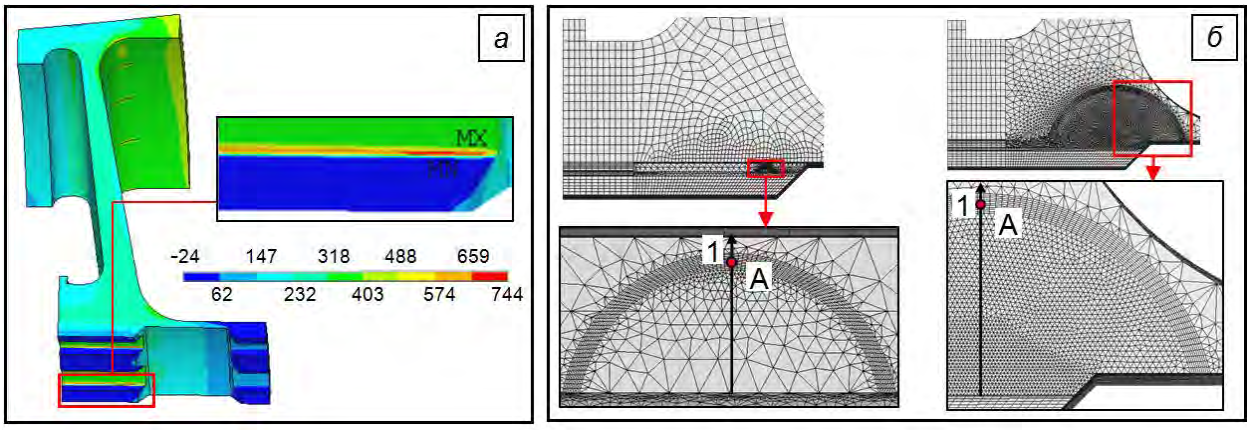


Рис. 3. Распределение окружных напряжений в диске КВД (МПа) (упругий расчет) (а) и конфигурация фронтов расчетной трещины, глубиной 0,8 и 8 мм (б)

Значения КИН рассчитывали прямым методом напряжений в точках А пересечения фронта трещины с направлением 1 (см. рис. 3б), вдоль которого производили подсчет усталостных бороздок для получения зависимости $N_Э(l)$. На рис. 4 приведена расчетная кинетическая зависимость устойчивого роста трещин МЦУ (т.е. в отсутствии НКМ) при простых циклах нагружения [2] (от начальной глубины трещины l_0=0,3 мм)

$$N_P(l) = \frac{E^2}{10}\int_{l_0}^{l}\frac{\mathrm{d}l}{[\Delta K(l)]^2}, \qquad (2)$$

где E=110 ГПа – модуль Юнга материала диска (в области развития трещины) на максимальном режиме, ΔK – размах КИН в цикле нагружения. Там же показана экспериментальная кинетическая зависимость $N_Э(l)$, характеризующая кинетику трещины в диске при наличии НКМ. Как видно, НКМ привела к существенному ускорению роста трещины и уменьшению ресурса живучести диска: период роста трещины МЦУ в диапазоне изменения ее глубины от 0,3 до 9 мм уменьшился 5,5 раза.

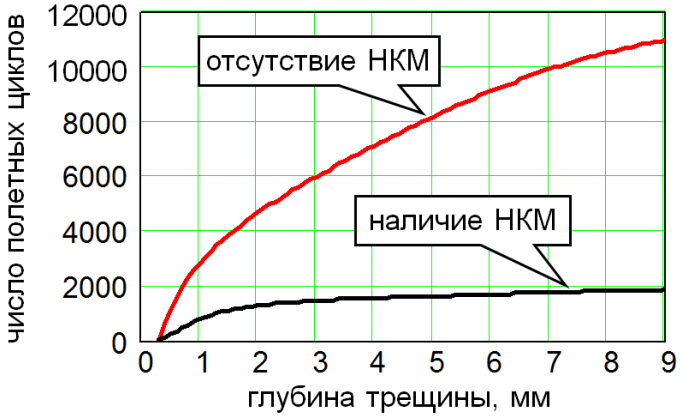


Рис. 4. Интегральные кинетические зависимости для трещины МЦУ в диске КВД

Литература

1. Туманов Н.В., Воробьева Н.А., Митина Ю.Л., Калашникова А.И. Влияние текстуры на кинетику трещины малоцикловой усталости в дисках авиадвигателей из титановых сплавов / Труды VI Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». М.: ИМАШ РАН, 2019. С. 406-409.
2. Туманов Н.В. Устойчивый рост усталостных трещин: микромеханизм и математическое моделирование / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Т. 84. № 11. С. 52-69.

УДК 620.172.24; 620.179.1

ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЕ НА КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 15Х2ГМФ, ПРИМЕНЯЕМОЙ В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА НЕФТЯНЫХ НАСОСНЫХ ШТАНГ

THE EFFECT OF EXPOSURE IN HYDROGEN SULPHIDE-CONTAINING MEDIA ON THE FRACTURE KINETICS OF 15KH2GMF STEEL USED AS A MATERIAL FOR OIL-PUMP SUCKER RODS

Тютин М.Р.[1] – к.т.н., в.н.с., **Ботвина Л.Р.**[1] – д.т.н., гл.н.с., **Иоффе А.В.**[2] – д.т.н., в.н.с., **Синев И.О.**[1] – аспирант

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

[2] ООО «ИТ-Сервис».

mtyutin@imet.ac.ru

Abstract. The effect of the exposure of the steel grade 15Cr2GMF specimens in the NACE corrosion media on the strength and fracture stages was investigated. For this purpose, the specimens after exposure were tested under static tension conditions with registration of acoustic emission signals, measurement of magnetic field intensity, coercive force and assessment of damage at different stages of deformation. It was found that aging in a corrosive environment causes a significant decrease in ductility. The kinetics of acoustic emission parameters and damage values significantly depend on the exposure mode.

Key words: degradation, strength, damage, nondestructive testing, acoustic emission.

Аннотация. Исследовано влияние выдержки в коррозионной среде NACE на прочность и стадийность разрушения образцов из стали 15Х2ГМФ. Для этого образцы после выдержки были испытаны в условиях статического растяжения с регистрацией сигналов акустической эмиссии, измерением напряженности магнитного поля, коэрцитивной силы и оценкой поврежденности на разных стадиях деформации. Установлено, что выдержка в коррозионной среде вызывает значительное снижение пластичности. Изменение параметров акустической эмиссии и поврежденности в существенной степени зависят от режима выдержки.

Ключевые слова: деградация, прочность, поврежденность, неразрушающий контроль, акустическая эмиссия.

Актуальность проблемы деградации материала связана с возможными отказами техники и необходимостью продления ресурса с целью обеспечения надежности и безопасной эксплуатации конструкций. Несмотря на то, что работы в этом направлении ведутся специалистами разных областей [1] [2], остаются еще вопросы, требующие более детального исследования и включающие, в частности, оценку реальной поврежденности и стадийности разрушения материалов в деградированном состоянии. Настоящая работа посвящена исследованию кинетики разрушения стали 15Х2ГМФ, применяемой в качестве материала нефтяных насосных штанг, средствами разрушающей и неразрушающей диагностики.

Деградация стали 15Х2ГМФ осуществлялась путем четырехточечного нагружения пластин размерами 120×15×5 мм согласно стандарту ASTM G39 и выдержкой в коррозионно-активной среде в течение недели при напряжениях, составляющих 0,1 и 0,2 от условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, а также без нагрузки. Состав среды соответствовал стандарту NACE TM0177, раствор А: 5,0 мас. % хлорида натрия, 0,5 мас. % ледяной уксусной кислоты, растворенных в дистиллированной воде. Раствор постоянно барботировался сероводородом при нормальном давлении, температура испытаний 24±3°С.

После выдержки были изготовлены плоские пятикратные образцы с шириной рабочей части 8 мм. Испытания на растяжение проводили на установке Instron 3382 (максимальная нагрузка 100 кН) при скорости нагружения 0,5 мм/мин. В процессе испытаний регистрировали сигналы акустической эмиссии (АЭ) с помощью системы Express-8 и широкополосных дифференциальных пьезоэлектрических датчиков WD 100-900 кГц (MISTRAS, PAC, США), а также напряженность остаточного магнитного поля с помощью магнитометра ИКН-10М-8. Во время остановок в процессе растяжения измеряли вихретоковый параметр с помощью вихретокового дефектоскопа ВД-90НП, коэрцитивную силу с помощью магнитного структуроскопа МС-10, а также фиксировали картины микротрещин на поверхности полированных образцов методом оптической микроскопии. В качестве параметра поврежденности использовали значение относительной площади кадра, занятой микротрещинами *S**.

Результаты механических испытаний образцов показали, что предел прочности незначительно меняется после выдержки образцов. При этом предел текучести и деформационные характеристики (относительное удлинение δ и работа разрушения $A_р$, оцениваемая как площадь под кривой нагружения) значительно снижаются. (Таблица 1). Наименьшими значения относительного удлинения и работы разрушения характеризуются образцы после выдержки при нагрузке $0{,}2\cdot\sigma_{0,2}$.

Таблица 1. Результаты испытаний плоских образцов из стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии и после выдержки в среде сероводорода при различных нагрузках

нагрузка при выдержке	**$\sigma_{0,2}$, МПа**	**$\sigma_В$, МПа**	**δ, %**	**$A_р$, Дж**	**Σ*N***	***b***
исходное состояние	890	1040	15,0	413,0	2574	1,06
0*	891	1062	12,3	271,7	421	0,67
$0{,}1\cdot\sigma_{0,2}$	856	1011	11,5	267,	1260	0,95
$0{,}2\cdot\sigma_{0,2}$	873	1062	9,5	215,2	909	0,68

**выдержка в среде без нагрузки*

На рис. 1 приведены временные зависимости параметров АЭ для образцов из стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии (рис. 1, а), после выдержки в среде сероводорода без нагрузки (рис. 1, б) и при нагрузках, составляющих $0{,}1\cdot\sigma_{0,2}$ (рис. 1, в) и $0{,}2\cdot\sigma_{0,2}$ (рис. 1, г).

Выделены 4 основные стадии разрушения образцов [2]: Стадия I упругого деформирования до предела текучести; стадия II от предела текучести до точки изменения углового коэффициента кривой деформации на этапе деформационного упрочнения [3]. Окончание стадии III соответствует пределу прочности исследуемого материала, после достижения которого начинается стадия IV.

Для образца в исходном состоянии максимальная активность сигналов АЭ ($\dot{N}$) приходится на стадию I упругого деформирования, но после выдержки без нагрузки число сигналов АЭ на этой стадии значительно снижается. После достижения предела текучести на стадиях II-IV акустическая активность для указанных образцов существенно снижается, то есть наблюдается эффект акустического затишья для образцов в исходном состоянии (рис. 1, а) и после выдержки без нагрузки (рис. 1, б). Этот эффект ранее наблюдался перед разрушением образцов из сталей 20, 45 и 15Х2ГМФ [4], [5]. Зависимость накопленного числа сигналов АЭ (Σ*N*) выходит на полку на этом этапе, при этом *b*-параметр, характеризующий соотношение сигналов АЭ с низкой и высокой амплитудой [6], слабо изменяется.

Для образцов, испытанных после выдержки под нагрузкой, характерна более равномерная активность АЭ на всех стадиях разрушения, а затишье и полка на зависимости суммарного числа сигналов АЭ от времени отсутствуют. Это связано с тем, что в процессе наводороживания под нагрузкой в областях локальных концентраторов напряжений на несовершенствах структуры зародились трещины, являющиеся источниками сигналов АЭ при испытании на растяжение. Можно также отметить, что

активность сигналов при финальном разрушении увеличивается с ростом нагрузки выдержки, что обусловлено, по всей видимости, многоочаговым разрушением на множественных трещинах, возникших в процессе выдержки под нагрузкой. Этот вывод подтверждается наличием расслоений, наблюдаемых на изломах образцов, подверженных предварительной выдержке в среде NACE. При этом для всех испытанных образцов наблюдается резкое падение *b*-параметра перед окончательным разрушением до значения ~0,5.

Из данных, представленных в таблице 1, следует, что суммарное число сигналов АЭ (ΣN) растет при увеличении нагрузки выдержки, а *b*-параметр, оцененный по всей совокупности сигналов АЭ, снижается. Это подтверждает закономерности, выявленные при анализе временных зависимостей параметров АЭ.

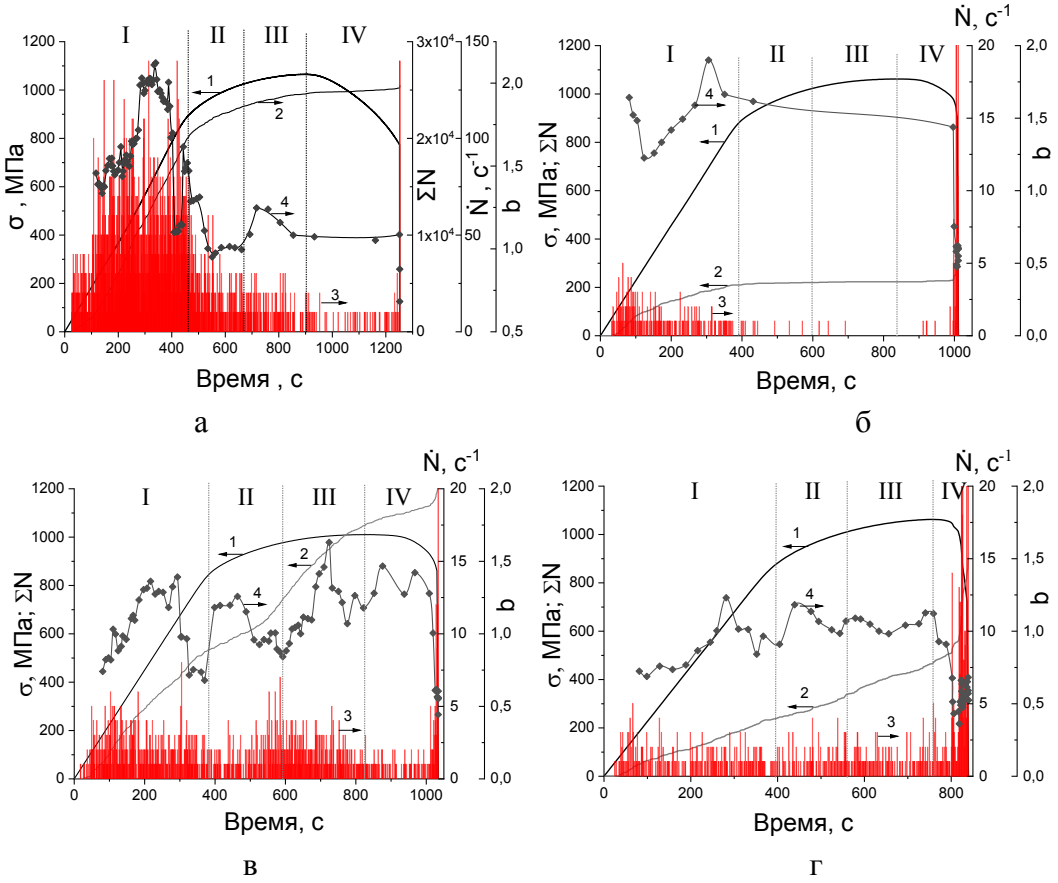


Рис. 1. Деформационные зависимости напряжения (кривые 1), накопленного числа сигналов АЭ (2), активности АЭ (3) и b-параметра (4) для плоских образцов из стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии (а) и после выдержки в среде сероводорода при нагрузке 0 (б); 0,1 σ_T (в) и 0,2 σ_T (г)

Кроме характеристик акустической эмиссии были оценены такие физические свойства образцов из исследуемой стали, как коэрцитивная сила и вихретоковый параметр. Установлено, что увеличение нагрузки выдержки незначительно влияет на указанные физические свойства, рост которых наблюдается лишь на финальной стадии разрушения, после достижения предела прочности. Можно только отметить, что величина коэрцитивной силы для образца в исходном состоянии выше на стадиях II и III.

Деформационные зависимости напряженности собственного магнитного поля H_p также мало чувствительны к изменению нагрузки выдержки. Обращает на себя внимание подобие стадийности изменения напряженности магнитного поля стадийности изменения механических свойств и параметров АЭ, связанной с изменением измеренных характеристик на границе стадий I-II и III-IV, т.е. в начале пластического течения и при достижении предела прочности.

Анализ реальной поврежденности на поверхности образцов подтвердил очевидный вывод о том, что выявленная стадийность механических и физических характеристик обусловлена стадийностью изменения поврежденности. Начальный рост поврежденности наблюдается на стадии III. После достижения предела прочности на стадии IV происходит резкий рост поврежденности, несколько замедляющийся при приближении к моменту разрушения образца. Следует отметить, что наводораживание в среде NACE приводит к заметному росту поврежденности S^* на всех стадиях разрушения, а максимальное значение поврежденности в момент разрушения в образце после выдержки выше на ~55 % (рис. 2) по сравнению с поврежденностью образца в исходном состоянии.

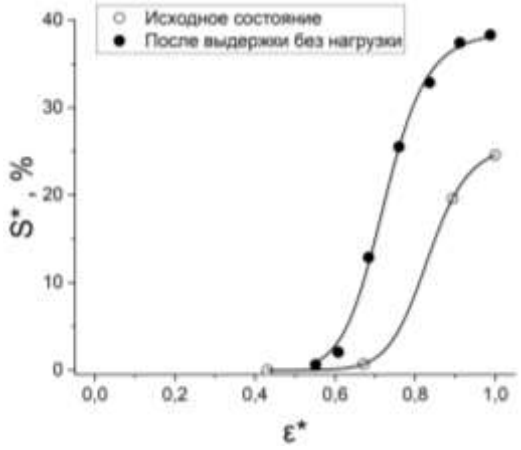


Рис. 2. Зависимости поврежденности от относительной деформации образцов из стали 15Х2ГМФ в исходном состоянии и после выдержки без нагрузки

Таким образом, в результате проведенного исследования установлено, что деградация структуры вследствие выдержки в коррозионной среде образцов из стали 15Х2ГМФ приводит к существенному изменению кинетики параметров АЭ и значительному росту поврежденности. При этом физические параметры неразрушающего контроля слабо зависят от условий выдержки.

Литература

1. Pluvinage G. Mechanical properties of a wide range of pipe steels under influence of pure hydrogen or hydrogen blended with natural gas // Int. J. Press. Vessel. Pip. 2021. V. 190. P. 104293. Doi: 10.1016/j.ijpvp.2020.104293.
2. Ohaeri Enyinnaya, Eduok Ubong, Szpunar Jerzy. Hydrogen related degradation in pipeline steel: A review // Int. J. Hydrogen Energy. 2018. V. 43, N. 31. P. 14584–14617. Doi: 10.1016/j.ijhydene.2018.06.064.
3. Ботвина Л.Р., Тютин М.Р., Левин В.П., Иоффе А.В., Перминова Ю.С., Просвирнин Д.В. Механические и физические свойства, механизмы разрушения и остаточная прочность стали 15Х2ГМФ, используемой для изготовления нефтяных насосных штанг // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 9. С. 22–34. Doi: 10.31044/1814-4632-2020-9-22-34.
4. Рыбакова Л.М. Механические закономерности деструкции металла при объемном и поверхностном пластическом деформировании // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1998. № 5. С. 113–123.
5. Ботвина Л.Р., Тютин М.Р., Болотников А.И., Петерсен Т.Б. Влияние предварительного циклирования на характеристики акустической эмиссии конструкционной стали 15Х2ГМФ // Металлы. 2021. № 1. С. 37–48.
6. Botvina L.R., Tyutin M.R. New acoustic parameter characterizing loading history effects // Eng. Fract. Mech. 2019. V. 210. P. 358–366. Doi: 10.1016/j.engfracmech.2018.06.020.
7. Ботвина Л.Р., Петерсен Т.Б., Тютин М.Р. Оценка и анализ b-параметра акустической эмиссии // Заводская Лаборатория. Диагностика Материалов. 2011. Т. 77, № 3. С. 43–50.

УДК 620.186

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДИСКОВ ГТД, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТУЮ СТРУКТУРУ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

TECHNOLOGY AND EQUIPMENT FOR MANUFACTURING GTE DISCS PROVIDING ULTRA-FINE GRAIN STRUCTURE UNDER SUPERPLASTIC CONDITIONS

Утяшев Ф.З.[1] – д.т.н., профессор, **Сухоруков Р.Ю.**[2] – к.т.н., зав. лабораторией,
Гаврилина Л.В. [2] – научный сотрудник
[1]ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет»
[2]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН)
e-mail: griboedova04@mail.ru

Abstract. This paper substantiates the possibility of using a more economical process – severe plastic deformation of gas turbine engine (GTE) disks made of superalloys by the torsion method with uniaxial compression or tension in isothermal conditions of the air.It is shown that in this case the critical load on the tool is significantly reduced and a one-pass process of deformation accumulation is provided, which is necessary for uniform grinding of grains in the material of large-sized superalloy products.
Key words: superplasticity, torsional settlement, superalloys, grain boundary slip, combined deformation, boundaries of deformation origin, gas turbine engine disks

Аннотация. В данном сообщении обоснована возможность применения более экономичного процесса – интенсивной пластической деформации дисков газотурбинных двигателей (ГТД) из суперсплавов методом кручения с одноосным сжатием или растяжением в изотермических условиях воздушной среды. Показано, что в этом случае существенно снижается критически важная нагрузка на инструмент и обеспечивается одноперехо́дный процесс накопления деформации, необходимой для однородного измельчения зерен в материале крупногабаритных изделий из суперсплавов.
Ключевые слова: сверхпластичность, осадка с кручением, суперсплавы, зернограничное проскальзывание, комбинированная деформация, границы деформационного происхождения, диски газотурбинных двигателей

Деформированное состояние материала при комбинированной деформации. Пусть цилиндрический образец (рис. 1) с исходным радиусом r_0 и длиной L_0 равномерно растягивается (или осаживается) при постоянной температуре со скоростью – v и одновременно подвергается кручению с угловой скоростью.

Компоненты вектора скорости u материальной точки в цилиндрической системе координат (r,φ,z) соответствующие граничным условиям и несжимаемости имеют вид:

$$u_r = -rv/2L,\ \varphi = \omega zr/L, u_z = zv/L\ , \qquad (1)$$

Тензор скорости деформации в соответствии с известными формулами запишем в виде [1,2]:

$$\{\xi_{ij}\} = \begin{pmatrix} -v/2L & 0 & 0 \\ 0 & -v/2L & r\omega/2L \\ 0 & r\omega/2L & v/L \end{pmatrix}, \qquad (2)$$

Интенсивность скорости деформации ξ_e, определится выражением:

$$\xi_e = \sqrt{\frac{2}{3}\xi_{ij}\xi_{ij}} = \frac{1}{L} = \sqrt{v^2 + \frac{r^2\omega^2}{3}}, \quad (3)$$

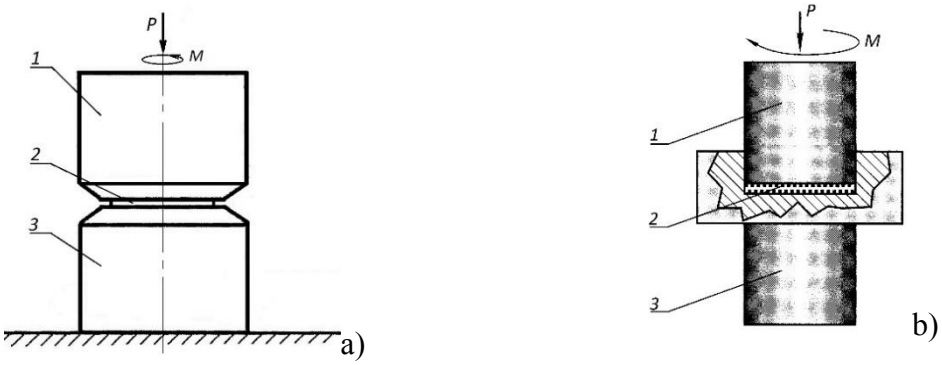


Рис. 1. Схема кручения диска под давлением: a) в открытых бойках; b) в закрытых бойках; 1, 3- бойки, 2- диск

Интегрирование ξ_e по времени деформации приводит к громоздкой зависимости от осевой и ротационной компонент деформации. Для анализа деформированного состояния материала и определения степени, необходимой для измельчения зерен, целесообразно построить траекторию деформирования [3,5]. Для этого введем плоскую систему координат: с абсциссой e_1, показывающую степень осевой деформации, с ординатой e_2 – показывающей степень ротационной деформации. Принимая во внимание, что линейная скорость движения активного инструмента v=dL/dt, а вращения ω= dφ/dt, из формулы (3) получим $(de)^2 = (de_1)^2 + (de_2)^2$, где $de_1=d(L/L_o)$, $de_2= r\, d\varphi/L\sqrt{3}$. Введем далее вектор деформации $e = e_1\mathbf{i} + e_2\mathbf{j}$, где $e_1= \ln(L/L_o)$, $e_2= \int(r/L\sqrt{3})\, d\varphi$. Кривая перемещения конца вектора e в плоскости (e_1, e_2) определит траекторию деформации. На рис.2 приведены варианты траекторий, полученные при различных соотношениях $e_2/e_1 = k$. Видно, что при $k\geq 2$ даже после небольшой осадки $e_1\geq 0{,}2\div 0{,}25$ ротационная составляющая достигает значения $e_2 \geq 0{,}7\text{-}0{,}8$, что достаточного для измельчения зерен в результате динамической рекристаллизации (ДР).

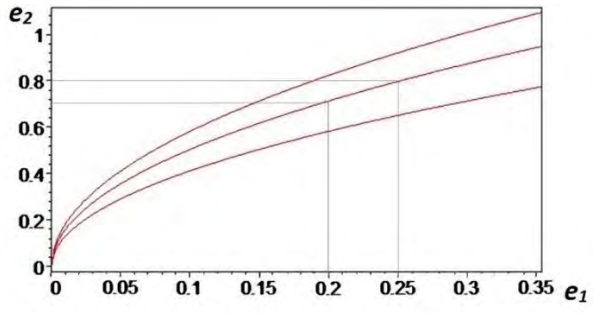


Рис. 2. Траектории деформации: нижняя кривая при k=1, средняя при k=2, верхняя при k=3

Напряженное состояние и осевая сила при комбинированной деформации. Интенсивность напряжений можно определить, используя допустимую для умеренных деформаций гипотезу о пропорциональности девиаторов скоростей деформации и напряжений S_{ij}. В соответствие с этой гипотезой девиатор напряжений имеет вид аналогичный девиатору скоростей:

$$Sij = \begin{pmatrix} S_{rr} & 0 & 0 \\ 0 & S_{\varphi\varphi} & S_{\varphi z} \\ 0 & S_{z\varphi} & S_{zz} \end{pmatrix}, \quad (4)$$

Получена формула для величины осевого усилия:

$$P_z = \iint_s (\sigma_{zz} + p_0)dS = \iint_s \sigma_e / \sqrt{1 + r^2\omega^2 / 3v^2}\, dS, \quad (5)$$

где область интегрирования по площади S – торцевой поверхности цилиндра.

Сопоставим осевую силу, необходимую для деформации образца, в случае её кручения по отношению к силе деформации в отсутствие кручения. Для этого необходимо знать реологическое определяющее соотношение (ОС), связывающее напряжение с деформацией. Установить ОС для суперсплавов при горячей деформации из-за изменения микроструктуры трудоемкая задача. Для сравнительной оценки сил можно использовать упрощенные реологические соотношения. Одно для нелинейно-вязкой среды, другое для вязкопластичной среды, которые достаточно адекватно позволяют описывать деформационное поведение крупнозернистого материала на начальной стадии горячей деформации и мелкозернистого материала на завершающей стадии. Первое ОС имеет вид: $\sigma = K\xi^{m}$, где K=const, ξ-скорость деформации, m = d(logσ)/d(logξ) – коэффициент скоростной чувствительности, характеризующий вязкость материала. Второе ОС: $\sigma = \sigma_0 + A\xi$, где $A = 3\mu$, μ – вязкость материала. Подставляя эти соотношения ОС в (6) соответственно получим относительные значения осевой силы $\overline{P} = P_k/P_0$ для первого ОС (7), и второго ОС, в которых в числителе указана осевая сила с учетом кручения, а в знаменателе без учета кручения.

$$\frac{P_k}{P_0} = \frac{3(1+e)}{\theta^2}\frac{2}{m+1}\left\{\left[1 + \frac{\theta^2}{3(1+e)}\right]^{\frac{m+1}{2}} - 1\right\}, \quad (6)$$

$$\frac{P_k}{P_0} = \frac{Av + \sigma_0 L_0 (1+e)\frac{6(1+e)}{\theta^2}\left[\sqrt{1+\frac{\theta^2}{3(1+e)}} - 1\right]}{Av + \sigma_0 L_0 (1+e)}, \quad (7)$$

В целом, полученные результаты показывают эффект снижения осевого усилия деформации образца, составляющий 1,2 ÷2,5 раза в случае пластического кручения образца в сравнении с деформацией без кручения.

В работе показаны общие закономерности, характерные как для кручения цилиндрического образца с растяжением, так и со сжатием. Выполненные расчеты показали значительное снижение осевого усилия при осадке с кручением в сравнении с осадкой без кручения, что согласуется с экспериментальными данными, опубликованными в литературе [4, 6-9].

Таким образом, механизм формирования УМЗ структуры в никелевых суперсплавах при деформации в режиме СПД связан с возникновением центров рекристаллизации (участков границ деформационного происхождения), которые приводят к образованию множества зародышей рекристаллизации и способствуют активизации ротационной компоненты деформации. В результате прохождения рекристаллизации и измельчения зерен изменяется механизм сдвига: он становится зернограничным, требующим меньшее напряжение, чем внутризеренный кристаллографический сдвиг.

Использование в технологии изготовления из жаропрочных сплавов деталей (дисков ГТД) метода кручения под давлением в режиме сверхпластичности позволит существенно упростить технологию, оборудование и инструмент за счет снижения величины усилия осевой деформации, повышения стойкости штампового инструмента, реализации одноперехoдной операции без промежуточных рекристаллизационных отжигов.

Литература

1. Kaibyshev O.A., Utyashev F.Z. Superplasticity: Microstructural Refinement and Superplastic Roll Forming. Futurepast Arlington, Virginia USA, ISTC Science and Technology Series. Vol. 3, 2005.
2. Tan L., Li Y., Liu F., et al. Superplastic behavior of a powder metallurgy superalloy during isothermal compression // Journal of Materials Science & Technology, 2019, Vol. 35, №. 11, P. 2591-2599. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.05.025
3. Смирнов О.М., Ершов А.Н., Кропотов В.А., и др. Влияние комбинированного нагружения на параметры штамповки плоских дисков в состоянии сверхпластичности // Кузнечно-штамповое производство. 1997. № 1. С. 7-9.
4. Nagimov M.I., Mukhtarov S.K., Utyashev F.Z., et al. Constructive-technological features of a rotary drawing of geometrically complex hollow shafts for gas turbine engines // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2017. Vol. 46, № 6. P. 596-602.
5. Kawasaki M., Han J.K., Jung S.H., et al. Mechanical bonding of aluminum hybrid alloy systems through high-pressure torsion // Advanced engineering materials. 2020. Vol. 22, № 1. P. 1900483. DOI:10.1002/adem.201900483.
6. Афонин В.Л., Гаврилина Л.В., Ибрагимов А.Р., и др.. Исследования и разработка инновационных технологических процессов и интеллектуальных систем управления для изготовления деталей газотурбинных двигателей (ГТД). /под ред. Сухорукова Р.Ю. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН. 2019, 137 с.
7. Zhilyaev A.P., Pshenichnyuk A.I., Utyashev F.Z., et al. Superplasticity and Grain Boundaries in Ultrafine-Grained Materials 2nd ed. Duxford (UK): Woodhead Publishing; 2020.
8. Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю., Валитов В.А. Теоретические основы использования интенсивной пластической деформации для формирования ультрамелкозернистой структуры в суперсплавах. //Проблемы машиностроения и автоматизации. 2021. № 3. С. 72-79.
9. Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю. Механика интенсивной пластической деформации в процессах измельчения зерен в суперсплавах. //Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки. 2022. Т. 504. С. 66-72.

УДК 602.17

ЛОКАЛЬНОЕ ИНДЕНТИРОВАНИЕ - СПОСОБ УМЕНЬШЕНИЯ СКОРОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ[1]

LOCAL INDENTATION AS METHOD TO REDUCE FATIGUE CRACK GROWTH RATE UNDER VARIOUS TYPES OF LOADING

Федоров А. А. - аспирант**, Разумовский И. А. –** д.т.н.**, Матвиенко Ю. Г. –** д.т.н., проф.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
e-mail: murza45@gmail.com

Abstract. The possibilities of reducing the growth rate of a fatigue crack by creating a field of residual stresses created by indentation in the vicinity of its vertex were investigated. The questions of the influence of indentation parameters (magnitude of the force applied to the indenter and the location of the indentation point, conditions of fixing) on the crack growth rate are considered. The methods of significant reduction of the crack growth rate based on multiple preliminary indentation were substantiated. The influence of biaxial loading was evaluated.
Keywords: fatigue crack growth, residual stresses, indentation, numerical simulation

Аннотация. Исследуются возможности уменьшения скорости роста усталостной трещины путём создания в окрестности её вершины поля остаточных напряжений, созданных индентированием. Рассмотрены вопросы влияния параметров индентирования (усилие, приложенного к индентору, и зоны локализации точки индентирования и условий закрепления) на скорость роста трещины. Обоснованы способы существенного уменьшения скорости роста трещины, основанные на многократном предварительном индентировании. Выполнена оценка влияния двухосности нагружения.
Ключевые слова: усталостный рост трещины, остаточные напряжения, индентирование, численное моделирование

В работе приводятся результаты расчёты ряда типовых модельных задач, связанных с возможностью управления процессом роста усталостной трещины путём создания локального поля остаточных напряжений (ОН) в зоне её вершины. Для расчётов используется разработанная авторами программа, позволяющая на 1-ом этапе расчёта определять поля ОН, а на 2-ом - проводить численное моделирование процесса усталостного роста трещины на основе уравнения Пэриса [1]. Программа позволяет моделировать случай несимметричного положения индентора: при этом величины коэффициентов интенсивности напряжений K_I и K_{II} при комбинированном нагружении определяются через интеграл взаимодействия [2].

В качестве объекта исследования рассматривалась пластина неограниченных размеров с плоской сквозной внутренней трещиной, находящаяся в условиях двухосного растяжения. С целью увеличения зоны влияния индентирования на скорость усталостного роста трещины была принята относительно небольшая толщина пластины h = 2 мм. К границам пластины $x = \pm\ 10a$, $y = \pm\ 6a$ приложены нормальные напряжения σ_y и σ_x ($\sigma_y/\sigma_x = k$ – коэффициент двухосности нагружения). На рис. 1 представлены эскиз исследуемого объекта для случая симметричного расположения точки индентирования (1а); зона вершины трещины для случая, когда точка индентирования смещена на величину Δy^* относительно плоскости симметрии образца (1б), схема сеточного разбиения области (1а). Материал пластины – сталь S355NL, её диаграмма упругопластического деформирования хорошо описывается как билинейная,

[1] Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 18-19-00351

механические характеристики материала и величины параметров уравнения Пэриса $C = 1{,}15 \cdot 10^{-12}$ м/МПа$\sqrt{\text{м}}$, $m = 3{,}19$ соответствуют приведенным в [3,4].

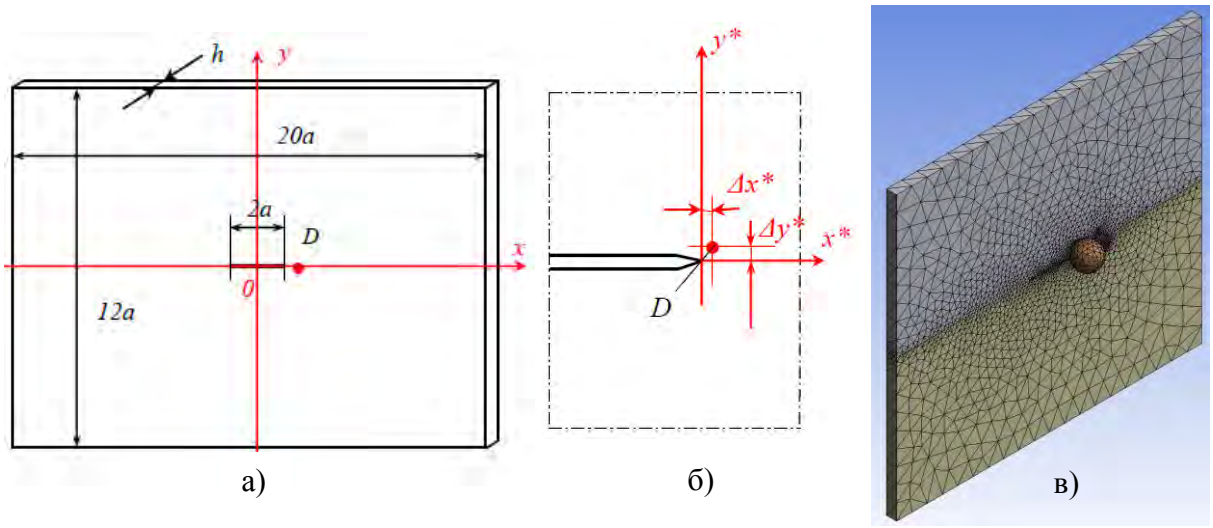


Рис. 1. Эскиз исследуемого объекта – пластины с внутренней трещиной

В работе [1] приведены результаты расчётного моделирования влияния локального индентирования на усталостный рост трещины в компактном образце. При этом рассматривался случай, когда поле ОН в зоне вершины трещины создаётся двумя сферическими инденторами (двухстороннее индентирование) и является симметричным относительно срединной плоскости образца.

В докладе рассматривается также случай, когда в процессе индентирования образец опирается на массивную плиту (одностороннее индентирование). В этом случае процедура индентирования значительно более проста для её практической реализации.

На рис. 2 приведены результаты расчётов зависимостей приращений длины трещины от числа циклов нагружения, полученных для двухстороннего (рис. 2а) и одностороннего индентирования (рис. 2б) пластины, опёртой на массивную плиту при заданных величинах максимальных остаточных перемещений $w_{\text{ост}}^{\max}$) и размаха циклической нагрузки σ_y. Показаны кривые, соответствующие перемещениям точек фронта трещины, соответствующих поверхности индентирования (z = 0), срединной поверхности (z = 1), а также поверхности z = 2, которая в первом случае является поверхностью индентирования, а во 2-ом – опорной поверхностью. Индентирование осуществлялось в вершину трещины (*Δx* = Δy*= 0)*. Отметим при этом, что во 2-ом случае величины максимального перемещения индентора при индентировании w^P (и остаточных перемещений $w_{\text{ост}}^{\max}$) почти в 2 раза больше, чем в 1-ом.

Можно полагать, что в случае, когда имеет место разрушение по 1-му типу ($K_{II} = 0$), для усиления эффекта снижения скорости можно выполнить индентирование в ряде точек, расположенных на линии симметрии образца (x = 0), некотором расстоянии друг от друга *Δl*.

На рис. 3 показаны кривые роста трещины для случаев одностороннего одновременного индентирования 3-мя одинаковыми сферическими инденторами, расположенными с шагом 2 мм; при этом зоной локализации 1-го индентора является вершина трещины. Из этих результатов следует, что такой подход позволяет существенно (в несколько раз) уменьшить скорость роста циклической трещины). Очевидно, что, варьируя величинами усилий индентирования и расстояния между инденторами, можно для конкретных параметров задачи достичь ещё более значительного эффекта.

С учётом результатов, показанных на рис 3, можно было ожидать, что многократное индентирование, при котором точки индентирования *D* на каждом шаге *Δl*

последовательно смещаются вправо или влево от исходной траектории могут ещё более уменьшить скорость развития трещины.

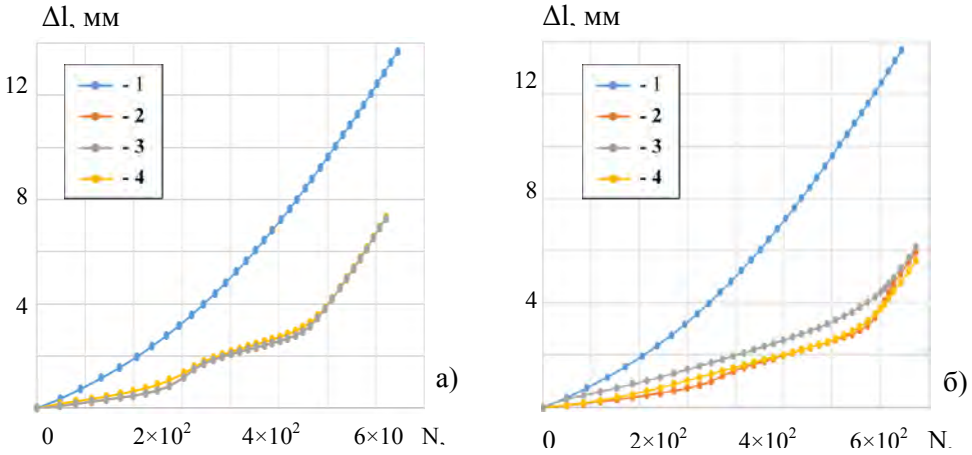


Рис. 2. Кривые роста трещины при двухстороннем (а) и одностороннем (б) индентировании: а) двухстороннее индентирование, w^P = 60 мкм; $w_{ост}^{max}$ = 53 мкм, σ_y = 560 МПа; б) одностороннее индентирование, w^P = 120 мкм; $w_{ост}^{max}$ = 107 мкм, σ_y = 560 МПа; 1 – график скорости роста трещины без индентирования (●), 2-4 – с индентированием: ●- поверхность индентирования, ● - середина фронта трещины, ● – опорная поверхность

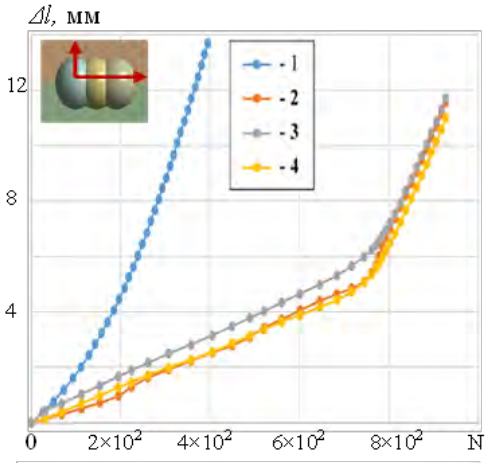


Рис. 3. Кривая роста трещины при одностороннем индентировании 3-мя сферическими индентерами (w^P = 120 мкм; $w_{ост}^{max}$ = 107 мкм, σ_y = σ_y = 750 МПа)

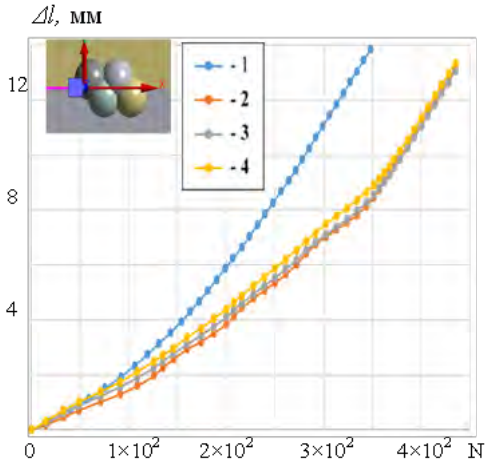


Рис.4. Кривая роста трещины при одностороннем «пилообоазном» индентировании 4-мя сферическими индентерами (w^P = 120 мкм; $w_{ост}^{max}$ = 107 мкм, σ_y = 750 МПа)

На рис. 4 представлены результаты расчётов серии задач для многоточечного «пилообразного» одностороннего индентирования рассматриваемого образца при следующих параметрах локализации индентора: Δl = 2 мм, отступ от линии симметрии Δy = $\pm$1 мм. Количество инденторов принималось равным 4. Величины параметров задачи: w^P = 120 мкм и $w_{ост}^{max}$ = 107 мкм, σ_y = 750 МПа. Они показывают, что в рассмотренном случае эффект снижения скорости роста трещины при «пилообразном» индентировании при принятых параметрах задачи ниже, чем при многократном индентировании по линии роста трещины (рис. 3). Это объясняется тем, с одной стороны, смещение точки локализации фронта трещины должно приводить к снижению скорости из-за поворота траектории развития трещины, с другой - уменьшением влияния ОН. Можно ожидать, что при варьировании параметров задачи можно добиться эффекта снижения скорости роста трещины путём «пилообразного» индентирования.

В реальных деталях и конструкциях редко бывает чистое растяжение, когда трещина может развиваться только по первому типу разрушения. В связи с этим, была

проведена серия расчетов для оценки влияния двухосности нагружения (рис.1). В качестве параметра двухосности введен коэффициент $k = \sigma_x/\sigma_y$. Значениями k были выбраны 0 (нормальный отрыв), 1/2 (внутреннее давление в цилиндрической оболочке) и 1 (сферическая оболочка). Рассматривались случаи двухстороннего и одностороннего индентирования. Результаты расчётов представлены на рис. 5.

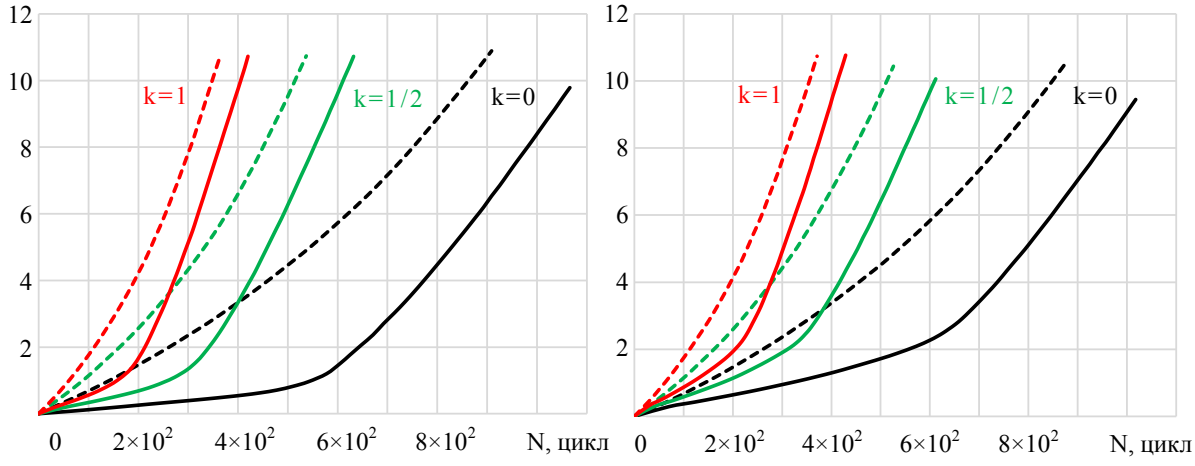


Рис. 5. Кривые роста усталостной трещины для различных значений коэффициента двухосности k (пунктир – без индентирования, сплошная линия – с индентированием):
а) двухстороннее индентирование ($w_p = 60$ мкм; $w_{ост}^{max} = 53$ мкм, $\sigma_y = 560$ МПа);
б) одностороннее индентирование ($w_p = 120$ мкм; $w_{ост}^{max} = 107$ мкм, $\sigma_y = 630$ МПа)

Из результатов, приведенных на рис. 5, следует, что при использовании индентирования как способа уменьшения скорости роста трещины необходимо учитывать величину коэффициента двухосности**.**

Выводы. Разработанные методика и программа позволяют на основе численного моделирования определять оптимальные параметры индентирования (сила индентирования, зона локализации, количество и расположение инденторов) в зависимости от геометрии исследуемого объекта, параметров нагружения, механических характеристик материала. На основе анализа результатов расчётов серии модельных задач показано, что создание в окрестности вершины трещины поля остаточных напряжений, обеспечивающих существенно снижение скорости роста трещины, можно использовать одностороннее индентирование установленных на опорную поверхность тонкостенных объектов, что существенно упрощает практическое применение методики. Установлено, что многократное индентирование вдоль линии распространения трещины приводит к значительному существенное скорости роста усталостной трещины по сравнению с использованием единственного индентора.

Литература

1. Matvienko Y.G., Razumovskii I.A., Fedorov A.A. Numerical modeling the effect of static indentation on the rate and the fatigue crack growth trajectory. Journal of Physics: Conference Series. 22. "XXII Winter School on Continuous Media Mechanics, WSCMM 2021" 2021. P. 012039.
2. ANSYS Inc. PDF Documentation for Release 2021 R1, Fract. Analysis Guide, January 2021.
3. DIN EN 10025-3-2019 Hot rolled product of structural steels – Part 3: Technical delivery conditions for normalized/normalized rolled wieldable fine grain structural steels.
4. Albuquerque CMC, Merinda RMC, Richer-Trummer V, de Figueredo MAV, Calcada R, de Castro PMST. Fatigue crack propongation behavior in thick steel weldments / Int J Struct Integr. 2012. N.3(2). P. 184-203.

УДК 629

ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БАЛОЧНЫХ ПЕРЕХОДОВ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ

ESTIMATION OF MAIN PIPELINE GIRDER-TYPE OVERPASS STRESS STATE

Фесенко Т.Н.[1]- к.т.н., старший научный сотрудник, **Дронова Е.А.**[1]- научный сотрудник

[1]*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия*

e-mail: ftat50@yandex.ru

Abstract. The report presents calculation of gas pipeline girder-type overpass stress-strain state based on the results of geodetic survey, taking into account normative loads and impacts influence on pipelines (internal pressure and temperature difference). The calculations correspond to a specific pipeline overpass.

Keywords: pipeline, deformations, pipeline dip, permissible stress

Аннотация. В докладе представлен расчет напряженно-деформированного состояния (НДС) балочных переходов газопроводов по результатам геодезической съемки с учетом воздействия на трубопроводы нормативных нагрузок и воздействий (внутреннего давления и температурного перепада). Расчеты соответствуют конкретному балочному переходу.

Ключевые слова: трубопровод, деформации, провис трубопровода, допускаемые напряжения

Работа посвящена определению напряженно – деформированного состояния балочных переходов газопроводов. Дана оценка работоспособности балочных переходов на основании результатов расчетов на статические нагрузки. Представлены рекомендации по обеспечению их надежности.

Результаты основаны на определении фактической конфигурации осей балочных переходов путем геодезической съемки. Определение напряженно-деформированного состояния основано на применении методики, учитывающей фактическую кривизну оси перехода. При расчете напряжений учитывались внутреннее давление, температурный перепад и упруго-пластическая работа материала труб. Оценка степени нагруженности проводилась на основании критериев прочности и деформативности СНиП 2.05.06-85* «Магистральные трубопроводы» [1].

Расчеты соответствуют конкретному балочному переходу, представленному на рис.1:



Рис. 1. Длина перехода L = 27,3 м

Провис перехода трубопровода определялся геодезической съемкой высотных отметок верхней образующей трубы при помощи геодезической рейки и теодолита.

Результаты съемки одного из переходов представлены на рис. 2 в виде эпюр прогиба трубопровода.

Методика оценки напряженного состояния балочного перехода основана на использовании координат (вертикальных отметок) точек профиля оси участка.

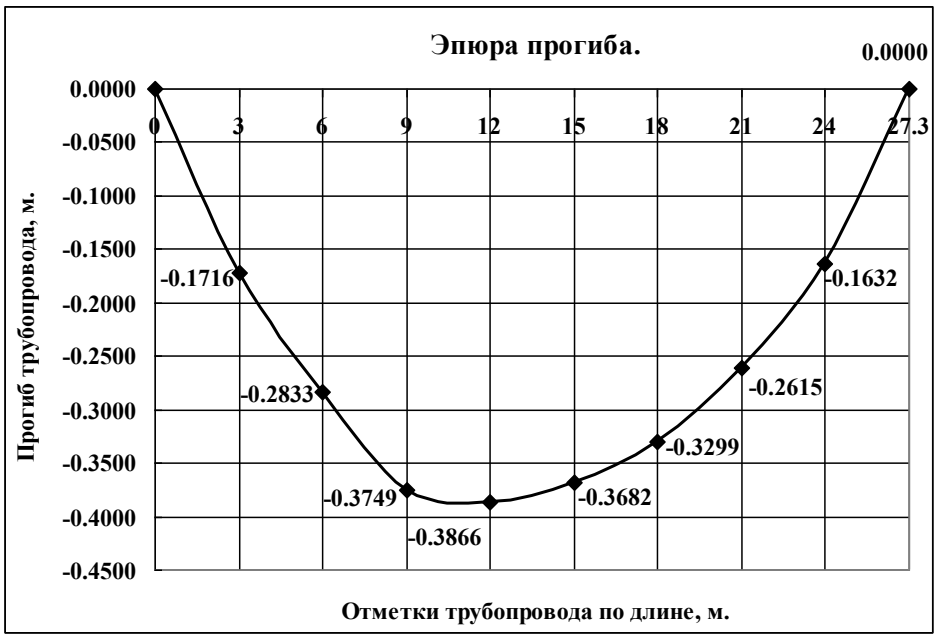


Рис.2. Эпюра прогиба балочного перехода

Деформированная ось обследуемого участка описывается многочленом. Неизвестные коэффициенты многочлена находятся на основании граничных условий в точках сопряжения с примыкающими участками. Полученная форма оси участка магистрального газопровода позволяет определить кривизну и, соответственно, изгибные деформации в каждом сечении рассматриваемого участка. Полученные по данной методике значения продольных осевых и фибровых деформаций, а также известные данные о величине внутреннего давления и температур строительства и эксплуатации позволяют определить все необходимые компоненты НДС балочного перехода от статических нагрузок и воздействий.

В общем виде уравнение изогнутой оси участка газопровода можно описать многочленом четвертой степени относительно продольной координаты (1).

$$y(x) = ax^4 + bx^3 + cx^2 + dx + e, \qquad (1)$$

где x - продольная координата (абсцисса) произвольной точки оси балки;

y- прогиб этой точки (вертикальное смещение относительно оси OX).

Входящие в выражение (1) коэффициенты (a, b, c, d, e) являются неизвестными. Для определения коэффициентов применяется способ сочетания граничных условий и метода минимизации в виде способа наименьших квадратов.

Граничные условия выражают положение начальной и конечной точек для перехода, а также направление касательных к оси трубопровода в этих точках:

при $x = 0$: 1)$y = 0$; 2) $y' = t_1$;

при $x = L$: 3)$y = h$; 4) $y' = u_1$, (2)

где

$$t_1 = \mathrm{tg}\,\alpha;\ u_1 = \mathrm{tg}\beta \qquad (3)$$

Граничные условия (2) дают четыре зависимости для определения неизвестных коэффициентов выражения (1). Пятое условие получается при использовании метода наименьших квадратов. Он состоит в «сглаживании» погрешностей измерений ординат точек оси трубопровода. В соответствии с методом наименьших квадратов наиболее подходящими значениями неизвестных коэффициентов выражения (1) будут те, которые минимизируют сумму квадратов отклонений измеренных значений y_i от теоретических y_i для одних и тех же абсцисс x_i:

$$S = \sum_{i=1}^{m} (\overline{y_i} - y_i)^2 = min \quad (4)$$

Используя (2) и (4) приходим к системе линейных алгебраических уравнений относительно неизвестных коэффициентов выражения (1), решая которую, получаем выражение для изогнутой оси балочного перехода.

По уравнению изогнутой оси обследуемого балочного перехода в вертикальной плоскости, находим выражение для кривизны оси в этой же плоскости для любого сечения с координатой *x*:

$$к_y(x) = y'' = 12ax^2 + 6bx + 2c \quad (5)$$

Изгибная деформация в крайних фибрах сечения трубопровода с координатой $\boldsymbol{x}$ определяется как:

$$\varepsilon_f = |\pm \frac{D}{2} к| \quad (6)$$

Фибровые деформации и напряжения вычисляются от всех нагрузок и воздействий, приложенных к балочному переходу. При этом учет силовых факторов (собственный вес трубопровода, балластирующих устройств и др., а также предварительный изгиб плети трубопровода при укладке) учитываются интегральным образом путем определения кривизны оси трубопровода в любом сечении по длине балочного перехода. Данный учет выполняется в результате решения так называемой «обратной задачи» строительной механики стержневых систем, когда задаются не нагрузки, а фактическое положение деформированной оси стержня.

Полная условная фибровая деформация в верней и нижней точках сечения перехода находятся как суммы изгибных и температурных деформаций:

$$\varepsilon_{1,2} = -\alpha \Delta T \pm \frac{D}{2} к(x) \quad (7)$$

где α – коэффициент температурного расширения стали; ΔT – температурный перепад; D – диаметр наружный газопровода; $к(x)$ – кривизна оси газопровода в рассматриваемом сечении.

Продольные фибровые напряжения определяются итерационным методом с использованием нелинейной диаграммы «напряжения – деформации» трубной стали [1,2] и так называемых переменных параметров упругости:

E - модуля деформации;

ν - коэффициента поперечной деформации.

Продольные фибровые напряжения находятся из выражений:

$$\sigma_{\text{пр.1}} = E\varepsilon_1 + \nu\sigma_{\text{кц}}^{\text{н}} \quad (8)$$

$$\sigma_{\text{пр.2}} = E\varepsilon_2 + \nu\sigma_{\text{кц}}^{\text{н}} \quad (9)$$

в которых через $\sigma_{\text{кц}}^{\text{н}}$ (12) обозначено кольцевое напряжение от действия нормативного давления, p определяемое по формуле

$$\sigma_{\text{кц}}^{\text{н}} = \frac{\text{p(D-2t}_{\text{nom}})}{\text{2t}_{\text{nom}}}. \quad (10)$$

Далее определяется интенсивность напряжений в крайних точках по формуле Мизеса (здесь и далее нижний индекс, *пр* указывающий на продольные фибровые напряжения, опущен):

$$(\sigma_{equ})_{1,2} = \sqrt{\sigma_{\text{кц}}^2 - \sigma_{\text{кц}}\sigma_{1,2} + (\sigma_{1,2})^2} \quad (11)$$

Формула (11) записана для обоих продольных фибровых напряжений. В нее поочередно необходимо подставить напряжения (8) и (9).

Полученные фибровые напряжения сравниваются с допускаемыми по второму предельному состоянию (по условию деформативности) норм проектирования [1].

Вывод степени опасности состояния участка балочного перехода можно сделать путем сравнения полученных продольных и эквививалентных напряжений с допускаемыми по нормам проектирования трубопроводов [1].

Согласно нормам [1] должны выполняться следующие условия для продольных фибровых напряжений:

при растягивающих напряжениях:

$$\sigma^{+} \leq [\sigma]; \quad (12)$$

при сжимающих напряжениях:

$$\sigma_{equ} \leq [\sigma]. \quad (13)$$

Эквивалентное напряжение определяется в соответствии с выражением

$$\sigma_{equ} = \sqrt{\sigma_{\text{кц}}^2 - \sigma_{\text{кц}}\sigma^{-} + (\sigma^{-})^2}. \quad (14)$$

Допускаемое напряжение в правых частях формул (12) и (13) соответствует нормам [1] и определяется по формуле:

$$[\sigma] = \frac{m}{0.9k_{\text{н}}} R_2^{\text{н}} \quad (15)$$

где $R_2^{\text{н}}$ - нормативный предел текучести материала труб;

m - коэффициент условий работы участка газопровода;

$k_{н}$ - коэффициент надежности по назначению трубопровода.

Практически условие деформативности для сжимающих фибровых напряжений (13) в соответствии с нормами [1] реализуется в следующем виде:

$$|\sigma^{-}| \leq \psi_3[\sigma] \quad (16)$$

Через ψ_3 в (16) обозначен понижающий коэффициент, который получается при решении условия (13) относительно продольного напряжения при использовании выражения для эквивалентных напряжений (14):

$$\psi_3 = \sqrt{1 - \frac{3}{4}\left(\frac{\sigma_{кц}^{н}}{[\sigma]}\right)^2} - \frac{1}{2}\left(\frac{\sigma_{кц}^{н}}{[\sigma]}\right), \quad (17)$$

где $\sigma_{кц}^{н}$ - кольцевое напряжение, определяемое по формуле (10).

Оценка осевых продольных напряжений выполняется в соответствии с нормами [1] из условия прочности по аналогичным зависимостям.

Сравнением полученных напряжений с допускаемыми по нормам проектирования [1] делается вывод об уровне напряжений и степени опасности состояния участка балочного перехода газопровода. Для рассмотренного балочного перехода нормы безопасности выполняются.

Литература

1. СНиП 2.05.06.-85*. Магистральные трубопроводы. М.: Стройиздат,1997. Правила технической эксплуатации магистральных газопроводов. М.: ИРЦ ОАО «Газпром», 2002.
2. ВРД 39-1.10-063-2002. Инструкция по оценке работоспособности балочных переходов магистральных трубопроводов через малые реки, ручьи и другие препятствия.

УДК 539.376

О ВЛИЯНИИ АКТИВНОЙ СРЕДЫ НА ДЛИТЕЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТИПОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ. УЧЕТ ДРОБНО-ЛИНЕЙНОЙ МОДЕЛИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ[1]

ON THE INFLUENCE OF THE ACTIVE MEDIUM ON THE LONG-TERM FRACTURE OF TYPICAL STRUCTURAL ELEMENTS. ACCOUNTING FOR A LINEAR FRACTIONAL MODEL OF CREEP AND LONG-TERM FRACTURE

Фомин Л.В. [1] – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник
[1]НИИ механики МГУ имени М.В. Ломоносова
e-mail: fleonid1975@mail.ru

Abstract. A study of long-term fracture of typical structural elements (shell, plate) under conditions of a non-stationary complex stress state is carried out, taking into account the influence of an active external medium. The influence of the active medium is determined by its diffusion penetration deep into the material of a typical element. To estimate the rate of the diffusion process, an approximate method for solving the diffusion equation based on the introduction of a diffusion front is used. The study uses a linear fractional model of creep and long-term fracture, in which the tensile strength of the material at the appropriate temperature plays the role of ultimate stress. To take into account the destruction processes, scalar and vector damage parameters are used. A comparison of the time to destruction of a typical element was made using the considered parameters.
Keywords: creep, long-term fracture, active medium, diffusion, damage, typical structural element, time to failure.

Аннотация. Проведено исследование длительного разрушения типовых элементов конструкций (оболочка, пластина) в условиях нестационарного сложного напряженного состояния с учетом влияния активной внешней среды. Влияние активной среды определяется ее диффузионным проникновением вглубь материала типового элемента. Для оценки скорости диффузионного процесса используется приближенный метод решения уравнения диффузии, основанный на введении диффузионного фронта. В исследовании применяется дробно-линейная модель ползучести и длительного разрушения, в которой предел прочности материала при соответствующей температуре играет роль предельного напряжения. Для учета процессов разрушения используются скалярный и векторный параметры поврежденности. Проведено сравнение времени до разрушения типового элемента с использованием рассматриваемых параметров.
Ключевые слова: ползучесть, длительное разрушение, активная среда, диффузия, поврежденность, типовой элемент конструкции, время до разрушения.

1. Введение

Актуальность решения вопросов безопасной эксплуатации элементов конструкций и материалов при воздействии активных сред, несомненна. Таким воздействиям подвергаются, например, типовые конструктивные элементы, такие как оболочка и пластина. Влияние активной среды может определяться как диффузионным проникновением ее элементов в материал, так и коррозионным действием. Особое значение имеет изучение таких процессов при высокотемпературном длительном нагружении металлических материалов и конструкций в условиях ползучести [1-4].

[1] Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ, проект № 20-08-00387А.

В данной статье рассматривается диффузионное воздействие активной среды в материал оболочки и пластины, которые изготовлены из металлических материалов. Указанные типовые элементы находятся в условиях нестационарного длительного нагружения при воздействии высоких температур, вызывающих процессы ползучести в металлическом материале. Учитывая накопление повреждений, такие процессы со временем приводят к разрушению элементов конструкции.

2. Диффузия активной среды. Приближенный метод решения уравнения диффузии

Для анализа процесса диффузии активной среды в материал предлагается приближенный метод решения уравнения диффузии, основанный на введении диффузионного фронта [2], распространяющегося от поверхности пластины или оболочки. Такой подход позволяет разделить весь объем (или поперечное сечение) типового элемента на возмущенные (где среда уже проникла в материал) и невозмущенные области (где еще нет проникновения среды) и затем проследить движение границы (диффузионного фронта) между этими областями во времени. Зависимость концентрации активной среды от времени аппроксимируется в виде полинома по пространственным координатам, коэффициенты которого зависят от времени. Граничные и начальные условия выполняются точно, а уравнение диффузии выполняется интегрально по всему сечению типового элемента.

В дальнейшем для анализа влияния активной среды на время до разрушения типового элемента будет использоваться безразмерная интегрально средняя концентрация $\bar{c}_m(\bar{t})$, которая получается указанным приближенным методом и имеет вид:

$$\bar{c}_m(\bar{t}) = \int_0^1 \bar{c}(\bar{z},\bar{t})\,dz = \begin{cases} (1/3)\sqrt{\bar{t}} & \text{при} \quad 0 < \bar{t} \le 1 \\ 1-(2/3)\cdot\exp\left[-(1/4)(\bar{t}-1)\right] & \text{при} \quad \bar{t} > 1 \end{cases}$$

Здесь использованы безразмерные переменные: $\bar{z} = 2z/H$, $\bar{t} = 48Dt/H^2$, $\bar{c} = c/c_0$, где z - координата по толщине типичной стенки ($z=0$ - на срединной поверхности поперечного сечения пластины или оболочки, $z>0$ - на выпуклой стороне пластины), t - время, c_0 - постоянная концентрация на границе материала типового элемента и внешней активной среды, $D = \text{const}$ – коэффициент диффузии.

Результаты численного эксперимента показывают близость приближенного к точному решению.

3. Дробно-линейная модель ползучести

Одним из возможных вариантов соотношений для описания процессов ползучести является дробно-линейная зависимость [5] (см. рис. 1), имеющая следующий вид:

$$\dot{p} = \beta\frac{\sigma-\sigma_0}{\sigma_b-\sigma} \qquad \sigma > 0 \qquad \beta = \text{const}$$

где σ_0 - порог ползучести (при $\sigma < \sigma_0$ практически отсутствует деформация ползучести), во многих случаях можно принять $\sigma_0 = 0$, σ_b - предел кратковременной прочности при соответствующей температуре испытаний.

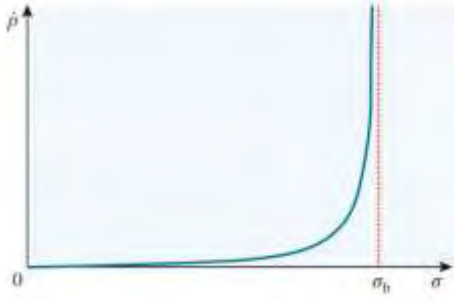


Рис.1. Дробно-линейная зависимость скорости деформации ползучести от напряжения при $\sigma_0 = 0$.

При напряжениях, близких к σ_b, скорость деформации ползучести $\dot{p}$ значительно возрастает, и в рассматриваемые моменты времени происходит разрушение. Таким образом, в указанной дробно-линейной зависимости напряжение σ_b играет роль предельного напряжения, что адекватно с механической и физической точек зрения.

4. Учет влияния активной среды в дробно-линейных моделях ползучести и длительного разрушения типовых элементов конструкций.

Влияние активной среды учтем введением в дробно-линейное [5] определяющее соотношение функции от интегрально средней концентрации $f\left(\bar{c}_m\left(\bar{t}\right)\right)$ активной среды в материале типового элемента.

$$\dot{p}_u = A\left(\sigma_u/\left(\sigma_b-\sigma_u\right)\right)\cdot f\left(\bar{c}_m\left(\bar{t}\right)\right)$$

где $\dot{p}_u$ – интенсивность скоростей деформации ползучести, σ_u – интенсивность напряжения, A – постоянная материала.

В дальнейших расчетах будем использовать линейный вид функции $f\left(\bar{c}_m\left(\bar{t}\right)\right)$:

$$f\left(\bar{c}_m\left(\bar{t}\right)\right)=1+a\cdot\bar{c}_m\left(\bar{t}\right)\ ,\ f\left(0\right)=1$$

где $a=\text{const}$ – константа, определяемая из экспериментов по длительной прочности с учетом влияния окружающей активной среды [4, 6].

Для определения времени до разрушения типового элемента используем кинетическую теорию ползучести и длительной прочности академика Ю.Н. Работнова [1] и введем в кинетические уравнения функцию интегрально среднего уровня концентрации.

Рассмотрим кинетическое уравнение с учетом скалярного параметра поврежденности в следующем виде:

$$\dot{\omega}=d\omega/d\bar{t}=C\left(\sigma_u/\left(\sigma_b-\sigma_u\right)\right)\cdot f\left(\bar{c}_m\left(\bar{t}\right)\right),\qquad \omega\left(\bar{t}=0\right)=0$$

Критерием разрушения является достижение в момент времени $\bar{t}=\bar{t}_\omega^*$ значения параметра поврежденности $\omega^*\left(\bar{t}=\bar{t}_\omega^*\right)=1$, равного единице.

В качестве варианта развития моделирования накопления повреждений в условиях длительного высокотемпературного нагружения в качестве параметра поврежденности можно принять вектор $\mathbf{\Omega}\left(\Omega_1,\Omega_2,\Omega_3\right)$ [7, 8], компоненты которого связаны с пространством главных напряжений σ_i ($i=1,2,3$).

В данной работе оси введенной системы координат являются главными осями напряженно-деформированного состояния. Примем (ввиду тонкостенности оболочки и пластины), что напряженное состояние не зависит от координаты по толщине. Тогда кинетические уравнения с учетом векторного параметра поврежденности $\mathbf{\Omega}$ примут следующий вид:

$$\dot{\Omega}_i=d\Omega_i/d\bar{t}=\begin{cases}C\cdot\left(\sigma_i/\left(\sigma_b-\sigma_i\right)\right)\cdot f\left(\bar{c}_m\left(\bar{t}\right)\right) & \text{при}\quad \sigma_i>0\\ 0 & \text{при}\quad \sigma_i\le 0\end{cases}\qquad i=1,\ 2$$

где Ω_i – проекция вектора повреждения на i ось системы координат. Критерием разрушения является достижение длиной Ω вектора поврежденности значения, равного единице:

$$\Omega=\sqrt{\left(\Omega_1\right)^2+\left(\Omega_2\right)^2}\qquad \Omega\left(\bar{t}=0\right)=0\qquad \Omega^*=\Omega\left(\bar{t}=\bar{t}_\Omega^*\right)=1$$

5. Результаты

В соответствии с постановкой задачи рассмотрена оболочка, находящаяся в нестационарном сложном напряженном состоянии под действие кусочно-постоянных осевой растягивающей силы и внутреннего давления. Получено, что время до разрушения $\overline{t}_{\Omega}^{*} = 0.817$ при использовании векторного параметра поврежденности больше, чем время до разрушения $\overline{t}_{\omega}^{*} = 0.614$, полученное при использовании скалярного параметра поврежденности. Отношение указанных времен до разрушения равно $\xi = \overline{t}_{\Omega}^{*} / \overline{t}_{\omega}^{*} = 1.33$.

В соответствии с постановкой задачи рассмотрена пластина, находящаяся в нестационарном сложном напряженном состоянии под действием кусочно-постоянных изгибающих моментов M_2 и M_1, распределенных по взаимно ортогональным кромкам пластины. В табл. 1 приведены результаты расчета времени до разрушения при использования скалярного и векторного параметров поврежденности соответственно для различных значений $\zeta = M_2 / M_1$.

Таблица 1: Значения безразмерных времен до разрушения при различных значениях $\zeta = M_2 / M_1$

$\zeta = M_2 / M_1$	$\overline{t}_{\omega}^{*}$	$\overline{t}_{\Omega}^{*}$
1.5	0.107	0.123
1.0	0.160	0.205
0.5	0.292	0.407

Таким образом, отношения времен до разрушения в зависимости от соотношения величин изгибающих моментов $\zeta = M_2 / M_1$ находятся в диапазоне $\overline{t}_{\Omega}^{*} / \overline{t}_{\omega}^{*} = 1.15 - 1.39$.

Приведенное исследование имеет как фундаментальный характер, так и прикладной аспект. Предложенные подходы и результаты исследования могут быть применены в энергетике, химической и аэрокосмической отраслях промышленности.

Эту статью я посвящаю памяти моего Учителя – профессора, д.ф.-м.н. Александра Михайловича Локощенко.

Литература

1. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука, 1966. 752 с.
2. Локощенко А.М. Ползучесть и длительная прочность металлов. М.: Физматлит, 2016. 504 с.
3. Локощенко А.М., Фомин Л.В. Моделирование поведения материалов и элементов конструкций, находящихся под воздействием агрессивных сред (обзор) // Проблемы прочности и пластичности. 2018. Т. 80, №2. С. 145 – 179.
4. Фомин Л.В. Описание длительной прочности растягиваемых стержней прямоугольного и круглого поперечных сечений в высокотемпературной воздушной среде // Вестник СамГТУ. Сер. Физ.-мат. науки. 2013. №3(32). С. 87 – 97.
5. Шестериков С.А., Юмашева М.А. Конкретизация уравнения состояния в теории ползучести // Известия АН СССР. Механика твердого тела. 1984. №1. С. 86 –92.
6. Одинг И.А., Фридман З.Г. Роль поверхностных слоев при длительном разрушении металлов в условиях ползучести // Заводская лаборатория. 1959. Т. 25. № 3. С. 329 – 332.
7. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. – М.: Наука, 1974. – 312 с.
8. Наместникова И.В., Шестериков С.А. Векторное представление параметра поврежденности. // Деформирование и разрушение твердых тел. Сборник трудов Института механики МГУ. Издательство Московского университета. 1985. С. 43–52.

УДК 602.17

АНИЗОТРОПИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА С ТЕРМОРЕАКТИВНОЙ МАТРИЦЕЙ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

CREEP ANISOTROPY OF A UNIDIRECTIONAL CFRP WITH THERMOSETTING MATRIX AT ELEVATED TEMPERATURES

Фомина Е.И.[1, 2] – бакалавр, инженер-исследователь, **Думанский А.М.**[1,2] – д. ф.-м. н., заведующий лабораторией «Механики композиционных материалов», **Худорожко М.В.**[1, 2] – бакалавр, инженер, инженер-исследователь, **Алимов М.А.**[1] – к.т.н., старший научный сотрудник

[1]ИМАШ РАН им. Благонравова, г. Москва

[2]МГТУ им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет), г. Москва

e-mail: 89150682218@mail.ru

Abstract. The phenomenon of creep of specimens of unidirectional CFRP T800H/3631 under tension at 100°C has been studied. The defining relation of the hereditary type is constructed, its parameters are determined using the least squares method, which make it possible to describe the experimental creep curves with sufficient accuracy for practical application. The methodology takes into account inelastic creep mechanisms with non-linear properties of deformations.

Key words: off-axis creep, unidirectional CFRP, hereditary operator, Abel kernel, creep curves.

Аннотация. Исследовано явление ползучести образцов однонаправленного углепластика Т800Н/3631 при растяжении при 100°С. Построено определяющие соотношение наследственного типа, с помощью метода наименьших квадратов определены его параметры, позволяющие с достаточной для практического применения точностью описывать экспериментальные кривые ползучести. Методология учитывает неупругие механизмы ползучести при нелинейности свойств деформаций.

Ключевые слова: внеосевая ползучесть, однонаправленный углепластик, наследственный оператор, ядро Абеля, кривые ползучести.

1. Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) относятся к классу наследственных материалов, зависимость между их напряжениями и деформациями включает время. Существенное влияние на диаграммы напряжения-деформации, ползучести, разгрузки и релаксации оказывают скорости нагружения, а также температурные режимы [1].

В полимерных материалах процесс деформирования сопровождается образованием субмикроскопических трещин. У армированных волокнами пластиков, как следствие ощутимого разброса прочности наполнителя, разрывы отдельных волокон начинаются уже при малых средних напряжениях [2].

Многие авторы усиленно изучают свойства углепластиков при повышенных температурах, акцентируя свое внимание на исследовании их реологических свойств. К примеру, в своих экспериментах японский коллектив авторов использовали различные комбинации углеродных волокон с термопластичной и термореактивной матрицами [3, 4, 8].

Целью настоящей статьи является развитие методов описания ползучести полимерных композиционных материалов с термопластичной и термореактивной матрицами.

2. Экспериментальные данные

2.1. Образец

В качестве эмпирических данных выступают кривые ползучести для однонаправленного углепластика Т800Н/3631 [3, 4].

Материал, используемый в исследованиях [3, 4], представляет собой однонаправленную слоистую пластину, изготовленную автоклавным способом из препрега (TORAY), который в свою очередь состоит из углеродных волокон (Т800Н) и термореактивной эпоксидной смолы (3631). Первоначальные плоские однонаправленные образцы нарезались с различной ориентацией волокон, θ = 15, 30 и 45°. Размеры и форма внеосевых образцов выполнены согласно стандарту испытаний JIS K 7073.

2.2. Методика проведения эксперимента

Для каждого угла армирования на серии образцов проводилось испытание на ползучесть при трех разных постоянных уровнях нагрузки при температуре 100°С с разгрузкой (рис. 1).

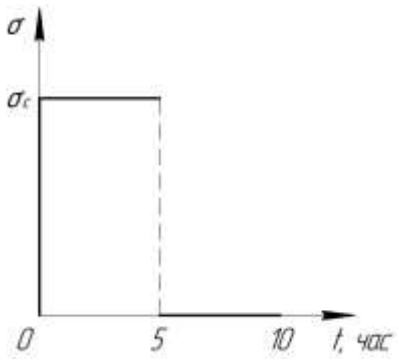


Рис. 1. Режим нагружения при испытаниях на ползучесть с разгрузкой [3, 4]

Выход на заданный уровень нагружения происходил с постоянной скоростью хода (1 мм/мин).

2.3. Результаты эксперимента

Кривые ползучести получены с помощью оцифровки графиков (рис. 3).

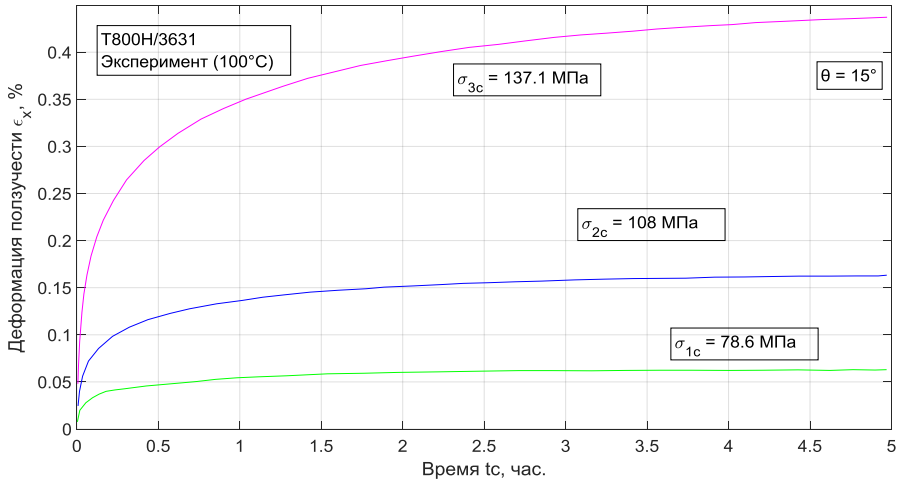


Рис. 3. Кривые внеосевой ползучести при разных напряжениях для 15° [3, 4]

3. Описание модели

3.1. Проверка линейности деформаций

Область линейности деформаций определялась с помощью кривых деформирования. Для всех углов укладки деформации нижних кривых находятся в

линейной области, деформации кривой от среднего уровня напряжений – на границе линейности, а при максимальных напряжениях – выходят в нелинейную зону. Так как не все кривые ползучести обладают линейными свойствами деформаций, для описания процесса ползучести применение линейной теории ограничено [5].

При расчетах элементов конструкций учитывать нелинейность следует тогда, когда отклонение от линейности превосходит некоторый предел (порядка 10% и выше) [6].

Кривые ползучести при разных напряжениях условно можно считать подобными (рис. 4), то есть любую из них можно совместить с другой, если увеличить ее ординаты $\varepsilon(t)$ на некоторое число, называемое коэффициентом подобия.

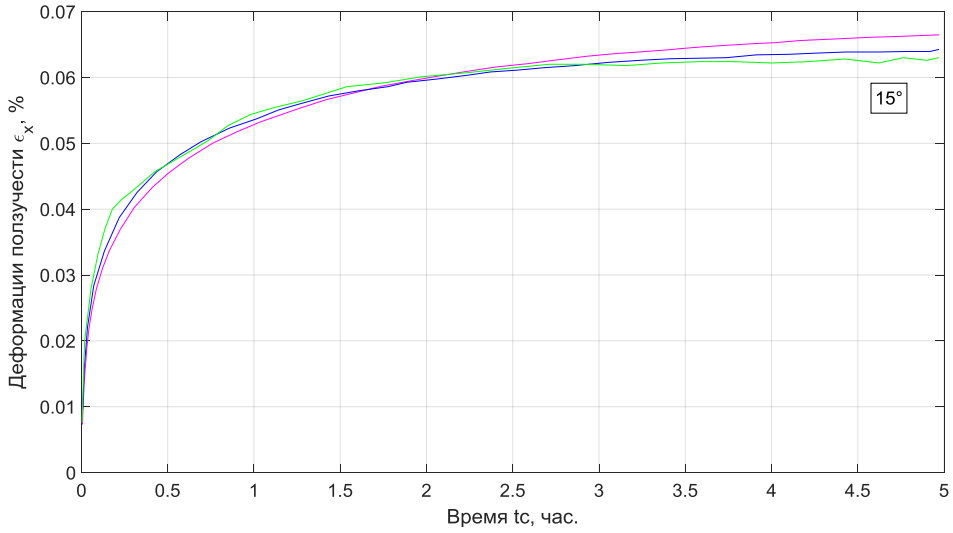


Рис. 4. Подобие кривых внеосевой ползучести

3.2. Моделирование поведения с использованием ОС наследственного типа

Для описания ползучести будем использовать подходы механики наследственных сред. Уравнение ползучести в случае линейности свойств деформации описывается уравнением (интегральное уравнение Вольтерры 2-го рода):

$$\varepsilon(t)=\frac{\sigma(t)}{\tilde{E}}+\frac{1}{\tilde{E}}\int_0^t K(t-\tau)\cdot\sigma(\tau)\,d\tau, \qquad (1)$$

где $\sigma(t)$ и $\varepsilon(t)$ – напряжения и деформации в момент наблюдения t, τ – предшествующее моменту t время, $\tilde{E}$ – модуль упругости, $K(t)$ – функция влияния.

При постоянном напряжении $\sigma(t)=\sigma_c=\text{const}$ для угла укладки θ, используя слабосингулярное ядро Абеля, соотношение (1) преобразуется:

$$\varepsilon_{ij}^{\theta}(t)=\frac{\sigma_{ic}}{\tilde{E}}\left(1+\frac{\kappa_\theta\cdot t^{1+\alpha}}{\Gamma(2+\alpha)}\right)=\frac{\sigma_{ic}}{\tilde{E}}\left(1+\chi\cdot t^{1+\alpha}\right), \qquad (2)$$

где i – номер нагрузки, j – точка по времени, κ_θ и α – параметры ядра Абеля.

Согласно анизотропной теории упругости модуль упругости выражается с помощью соотношения:

$$\tilde{E} = \left(\frac{c^4}{E_1} + \frac{s^4}{E_2} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \cdot c^2 s^2 + \frac{c^2 s^2}{G_{12}} \right)^{-1}, \quad (3)$$

где E_1 – продольный модуль упругости, E_2 – поперечный модуль упругости, G_{12} – модуль сдвига в плоскости, ν_{12} – коэффициент Пуассона, $s = \sin(\theta)$, $c = \cos(\theta)$.

Выдвигается гипотеза, что реология вызвана накоплением повреждений и определяется реологией внутрислойного сдвига. Тогда при малых уровнях нагрузки упругие свойства материала подвергаются незначительным изменениям и соответствуют статическим значениям. Выход за пределы линейной области, возможно, описать тем же наследственным соотношением (2), но с добавлением еще одного слагаемого к коэффициенту κ_θ:

$$\tilde{\kappa}_\theta = \kappa_\theta + \kappa_\tau \cdot H(\sigma - \sigma_{lin}), \quad (4)$$

где κ_τ – коэффициент деградации, $H(\sigma - \sigma_{lin})$ – функция Хевисайда, принимающая единичное значение, когда текущее напряжение σ превышает критическое значение напряжения σ_{lin}, при котором свойства деформаций линейны.

Наша задача определить параметры κ_θ и α. Для этого используем метод наименьших квадратов. Будем минимизировать невязку расчетных и опытных данных деформации ползучести при минимальных и средних значениях уровня нагрузки. В первом приближении механические характеристики E_1, E_2, G_{12} и ν_{12} считаем не зависящими от времени:

$$\left\| \varepsilon_{ij}^{экс} - \varepsilon_{ij}^{теор}(\chi, \alpha) \right\| \to \min_{\substack{\chi \in \square \\ \alpha \in [-1;0]}} \quad (5)$$

где $\varepsilon_{ij}^{экс}$ – экспериментальные деформации ползучести, $\varepsilon_{ij}^{теор}$ – теоретические деформации ползучести.

Для кривых с максимальным уровнем нагрузки с учетом уже известных параметров κ_θ и α, будем дополнительно искать величину κ_τ:

$$\left\| \varepsilon_{ij}^{экс} - \varepsilon_{ij}^{теор}(\kappa_\tau) \right\| \to \min_{\kappa_\tau \in \square} \quad (6)$$

3.3. Результаты моделирования

Решая задачу оптимизации, определены значения параметров κ_θ, α и κ_τ. Результаты представлены в виде графиков (рис. 5).

На рис. 6 показана зависимость коэффициента κ_τ от угла укладки θ. Предполагается, что график представляет собой перевернутую параболу с вершиной в точке, соответствующей углу 45°.

Следует отметить, что ползучесть для 30° несколько хуже аппроксимируется зависимостью (2), чем остальные углы укладки. Это возможно объяснить тем, что первоначальные графики даны с отсеченной линейной частью, которая предположительно для угла 30° была отделена с захватом области деформаций ползучести.

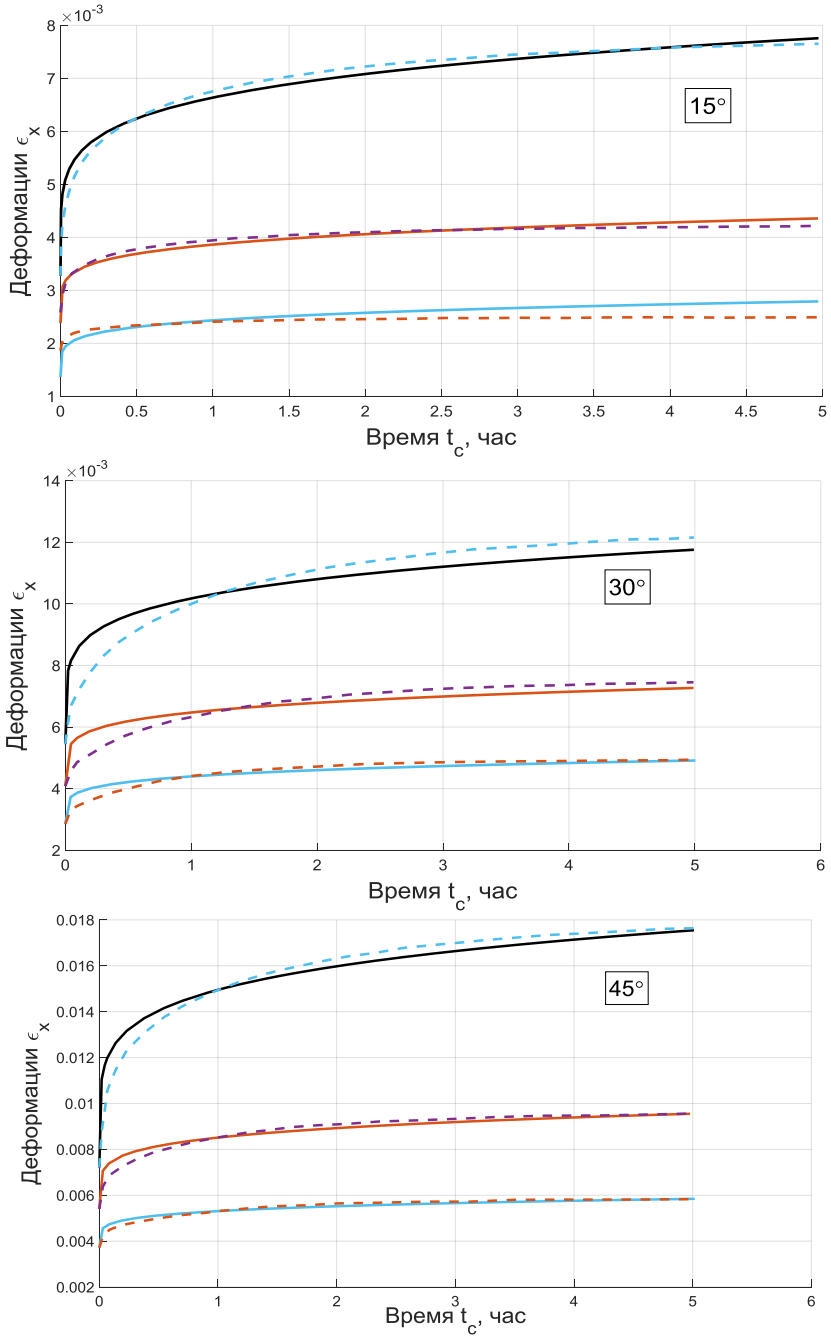


Рис. 5. Экспериментальные (штриховые) и аппроксимированные (сплошные) кривые внеосевой ползучести при разных напряжениях для разных углов укладки:

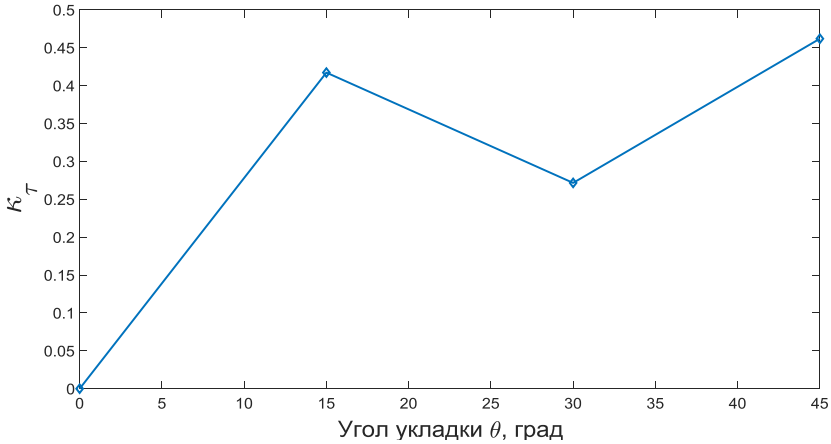


Рис. 6. Зависимость коэффициента κ_τ от угла укладки θ

Несмотря на то, что линейная теория вязкоупругости основательно исследована, начиная с работ Вебера, Кольрауша, Максвелла, Больцмана, Вольтерра, заканчивая работами Работнова и его учеников, однако до сих пор область пригодности линейной теории четко не очерчена [7].

4. Заключение

Выполнена проверка линейности механического поведения образцов из однонаправленного углепластика Т800Н/3631 при нагружении под разными углами к направлению армирования.

Для описания ползучести было использовано наследственное уравнение на основе соотношений анизотропной теории упругости и наследственной теории упругости, определены его параметры, показывающие хорошее согласие с экспериментальными кривыми ползучести.

Показано, что реология анизотропии ползучести однонаправленного углепластика Т800Н/3631 при повышенных температурах определяется реологическими свойствами при внутрислойном сдвиге. Для описания ползучести при внутрислойном сдвиге использовано соотношение наследственной упругости со слабосингулярным ядром Абеля.

Литература

1. Колтунов, М.А. Ползучесть и релаксация / М.А. Колтунов. – М.: «Высшая школа», 1976. – 276 с.

2. Работнов, Ю.Н. Введение в механику разрушения / Ю.Н. Работнов. – М. : «ЛИБРОКОМ», 2009. – 79 с.

3. Kawai, M., Kamioka, H., Zhang, J. Q., & Matsuda, T. (2007). Off-Axis Creep Recovery of Unidirectional Carbon/Epoxy Composites at High Temperature. *Key Engineering Materials*, *334–335*, 65–68. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.334-335.65

4. Kawai, M., & Masuko, Y. (2004). Creep behavior of unidirectional and angle-ply T800H/3631 laminates at high temperature and simulations using a phenomenological viscoplasticity model. *Composites Science and Technology*, *64*(15 SPEC. ISS.), 2373–2384. https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2004.04.004

5. Бугаков, И.И. Ползучесть полимерных материалов / И.И. Бугаков. – М. : «Наука», 1973. – 287 с.

6. Работнов, Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел / Ю.Н. Работнов. – М.: «Наука», 1977. – 383 с.

7. Хохлов, А.В. Кривые обратной ползучести в рамках линейной вязкоупругости и необходимые ограничения на функцию ползучести / А.В. Хохлов // Проблемы прочности и пластичности. – 2013. – Т. 75. – № 4. – С. 257-267.

8. Kawai, M., Masuko, Y., Kawase, Y., & Negishi, R. (2001). Micromechanical analysis of the oo-axis rate-dependent inelastic behavior of unidirectional AS4/PEEK at high temperature. In: *International Journal of Mechanical Sciences* (Vol. 43).

УДК 621.891: 546.26

СТРУКТУРА И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ВОЛЬФРАМА И МОЛИБДЕНА С УГЛЕРОДОМ, ПОЛУЧЕННЫХ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

STRUCTURE AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF COATINGS OF TUNGSTEN AND MOLYBDENUM WITH CARBON OBTAINED BY MAGNETRON SPUTTERING

Хрущов М.М.[1] – к.ф.-м.н., в.н.с., **Суляндзига Д.А.**[1] – м.н.с., **Самусенко В.Д.**[1] – к.т.н., н.с., **Левин И.С.**[1] – к.ф.-м.н., н.с., **Авдюхина В.М.**[2] – к.ф.-м.н., доцент
[1] Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН;
[2] Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова
e-mail: michel_x@mail.ru

Abstract. A comprehensive study of the phase composition, structural state, fine atomic structure peculiarities, mechanical and tribological properties of molybdenum-carbon and tungsten-carbon based coatings deposited by reactive magnetron sputtering in an acetylene-argon gas mixture has been carried out. It has shown that the resulting coatings have a nanocomposite diamond-like carbon (DLC) structure based on the metal and the metal carbide phases with close sizes of coherently diffracting domains (CDD), approximately (3–7) nm, and on hydrogenated amorphous carbon. The tribological tests have demonstrated that the Mo- and W-DLC coatings can reduce friction and effectively protect the steel surface hardened by them both under dry friction and under boundary lubrication conditions.
Keywords: diamond-like carbon coatings, reactive magnetron sputtering, molybdenum, tungsten, nanocomposite structure, friction, wear.

Аннотация. Проведено комплексное исследование структурно-фазового состояния, механических и трибологических свойств покрытий молибдена и вольфрама с углеродом, полученных реактивным магнетронным распылением в смеси ацетилен-аргон. Показано, что полученные покрытия являются алмазоподобными и имеют нанокомпозитную структуру на основе металлической, карбидной фаз и гидрогенизированного аморфного углерода с близкими размерами областей когерентного рассеяния ~ (3–7) нм. Трибологические испытания показали, что исследованные покрытия могут эффективно защищать упроченную ими стальную поверхность, как в условиях сухого трения, так и при граничной смазке.
Ключевые слова: алмазоподобные углеродные покрытия, реактивное магнетронное распыление, молибден, вольфрам, нанокомпозитная структура, трение, износ.

Известно, что твердые углеродные покрытия, получаемые плазменно-ассистированными методами вакуумного осаждения, способны увеличить работоспособность тяжелонагруженных трибосопряжений за счет образующихся в них углеродных фаз со структурой алмазоподобного углерода (*diamond-like carbon — DLC*) [1-3]. При этом высокое содержание атомов углерода в состоянии с sp^3-связями тетраэдрического («алмазного») типа приводит к появлению покрытий, обладающих уникальными функциональными свойствами (трибологическими, оптическими, гидрофобными и др.). Существенным недостатком алмазоподобных углеродных покрытий (АПП) является высокий уровень остаточных напряжений, чувствительность к неблагоприятным воздействиям внешней среды, возможность вызванной этим деградации свойств с течением времени [1-2, 4]. Одним из наиболее перспективных способов снизить связанные с этим нежелательные проявления и улучшить функциональные свойства алмазоподобных покрытий является их легирование [5-6]. В частности, при легировании карбидообразующими металлами возможно получение покрытий, углеродная матричная

фаза которых содержит ультрадисперсные карбидные и металлические включения [7-9]. Использование в качестве карбидообразующих переходных металлов вольфрама и молибдена при легировании АПП согласно литературным данным должно способствовать высоким противоизносным и антифрикционным свойствам таких покрытий [10].

Поскольку в работах, посвященных трибологическому поведению АПП, повергшихся легированию в процессе их получения вакуумными ионно-пламенными методами, практически отсутствуют данные о тонкой атомной структуре и фазовом составе, способных существенно которые в первую очередь ответственны за физические и функциональные свойства таких покрытий, целью данной работы явилось изучение особенностей их структурно-фазового состояния. В качестве объекта исследования были выбраны покрытия молибдена и вольфрама, полученные реактивным магнетронным распылением.

Материалы и методы исследования

Легированные вольфрамом и молибденом металл-углеродные покрытия получали методом реактивного магнетронного распыления на установке ИВП-1. Реактивным газом-прекурсором углеродной фазы являлся ацетилен, рабочим газом при распылении металлических мишеней – аргон. В качестве подложек при нанесении покрытий использовали стандартные ролики диаметром 5 мм и длиной 8 мм, изготовленные из стали марки ШХ-15, материал которых, как и другие детали подшипников качения, характеризовался значительной однородностью состава и структуры. Покрытие толщиной 3 мкм наносили на торцевую поверхность ролика, предварительно отполированную до шероховатости Ra = 0.06 мкм. При этом образцы-свидетели, использованные при комплексном исследовании свойств покрытий физическими методами, и образцы для трибологических испытаний из партий образцов с напыленными на них покрытиями отбирались случайным образом.

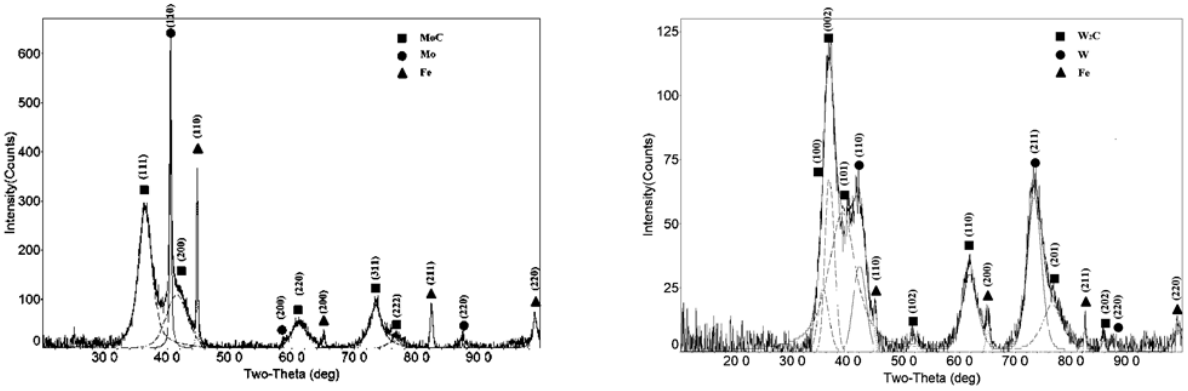
Данные о химическом составе, необходимые для надежного определения фазового состава покрытий, были получены с помощью растрового электронного микроскопа «*Tescan VEGA II*» с приставкой для энергодисперсионного микроанализа «*INCA*» (*Oxford Instruments*). Рентгеновские исследования структуры материала покрытий и самих роликов проводили на дифрактометре «*Empyrean*» (*Malvern Panalytical*) на Cu K_α-излучении. Аллотропное состояние углерода в покрытиях было изучено методом спектроскопии комбинационного рассеяния (СКР) с использованием спектрометра на базе конфокального оптического микроскопа «*Bruker Senterra II*» (длина волны возбуждающего лазерного излучения – 532 нм). Механические испытания с целью определения нанотвердости и модуля упругости проводили измерительного наноиндентирования на приборе «*Nano-hardness Tester»* (*CSM Instruments*).

Исследование трибологических характеристик проводили, согласно ГОСТ 23.221-84, на четырехшариковой машине трения «*КТ-2*», на которой с помощью специально сконструированной оправки была реализована схема трения «вращающийся шарик — торцы трех роликов» [11]. Оправку в сборе помещали в масляную чашу машины *КТ-2,* торцы исследуемых образцов-роликов приводили в соприкосновение с закрепленным в шпинделе машины изнашивающим шариком из стали ШХ-15, и нагружали узел трения заданной осевой нагрузкой. Частота вращения шпинделя составляла 1 мин$^{-1}$, осевая нагрузка на узел трения – 108 Н, продолжительность испытания – 60 мин. В процессе исследования измеряли момент трения, оцениваемый по углу закручивания торсионного динамометра. Результаты испытаний представляли в виде зависимостей средних значений коэффициента трения, полученных в результате трех повторных испытаний, от времени. Испытания на трение проводили как без смазочной среды, так и в условиях граничной смазки полиальфаолефиновым базовым маслом ПАО-4 с вязкостью ν_{100} = 4 мм^2/с.

Результаты исследований и их обсуждение

Фазовый состав и особенности структурного состояния. На рис. 1 представлены экспериментальные дифрактограммы покрытий, обработанные в программном комплексе

«*MDI Jade 6.5*», для которых было выполнено сглаживание интенсивности, вычитание фона, проведены деконволюция пиков и их индицирование с использованием базы дифракционных данных *ICCD PDF-2*. Критерием выборки фаз являлось соответствие угловых положений пиков с особенностями экспериментальной кривой. Программный комплекс позволял производить подгонку параметров пиков для получения наилучшего результата их сходимости с дифрактограммой предполагаемой фазы. Процедура считалась завершенной, когда удавалось достичь параметра несоответствия R_p ~ 6-8 %, что соответствовало точности определения интенсивности из рентгеновских данных.



(*а*) (*б*)

Рис. 1. Дифрактограммы образцов с покрытиями, легированными: (а) – молибденом и (б) – вольфрамом, и их разложения, полученные при проведении количественного рентгенофазового анализа.

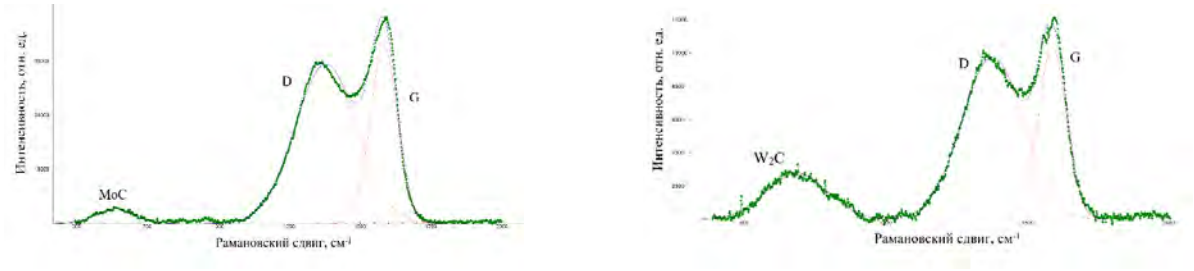
Рентгенофазовый анализ показал одновременное присутствие в покрытиях ультрадисперсных включений (областей когерентного рассеяния, ОКР) двух фаз на основе металлов распыляемой мишени – металлической и карбидной. Карбидная фаза в покрытиях, легированных молибденом, представляла собой кубический карбид MoC (89-2868), а в покрытиях вольфрама – W_2C (35-0776). Также были обнаружены линии α-железа, принадлежащие стальной подложке. Покрытия молибдена и вольфрама на разных роликах, имея одинаковый фазовый состав, отличались друг от друга по содержанию (долям) сосуществующих фаз, которые оценивались, как отношение полученных при деконволюции интегральных интенсивностей, соответствующих каждой фазе, к общей интегральной интенсивности.

Для всех образцов на основе установленных дифракционных максимумов были рассчитаны размеры ОКР по формуле Селякова-Шеррера и по Вильямсону-Холлу [12].

Размеры ОКР карбидной фазы молибдена в разных образцах оказались близкими, 3,2-3,5 нм, тогда как для карбидной фазы вольфрама их разброс был больше и составлял 3,4-5 нм. Таким образом, карбидные фазы во всех исследованных образцах имели высокую дисперсность зерен. Для металлических фаз наблюдали более значительный, чем для карбидов, разброс размеров ОКР, от 4 до 7 нм. При этом во всех исследованных образцах размер ОКР металла превышал размер соответствующих карбидных фаз.

Спектры КР для исследованных покрытий соответствовали характерным спектрам для неупорядоченной алмазоподобной структуры, состоящим из двух спектральных *D*- и *G*-полос, указывающих на присутствие в них локальных углеродных групп, состоящих из областей с преимущественно гексагональной (графитной) sp^2- и тетраэдрической (алмазной) sp^3-координацией атомов углерода (рис. 2).

В результате обработки спектров КР было показано, что для всех исследованных покрытиях величина отношения интенсивностей *D*- и *G*-спектральных пиков I_D / I_G составляет от 2,0 до 3,2. Таким образом, соотношение долей sp^3- и sp^2-фазы, характеризующее степень графитизации углеродной фазы, о которой, в первом приближении, можно судить по значению I_D / I_G, во всех исследованных покрытиях находится примерно на одном уровне и незначительно зависит от типа легирующей добавки.



(*а*) (*б*)

Рис. 2. Характерные спектры КР образцов с покрытиями, легированными молибденом (а) и вольфрамом (б), и их спектральные разложения.

Механические и трибологические свойства. Проведение исследования механических характеристик покрытий показало, что покрытия, легированные вольфрамом, обладают более высокими микромеханическими характеристиками, чем покрытия с молибденом. Для покрытий с вольфрамом величина нанотвердости и модуля упругости составляла (20.0–23.1) и (230-274) ГПа, а для покрытий с молибденом – (12.7–14.7) и (160-177) ГПа, соответственно (приводимые через «дефис» величины являются максимальным и минимальным значениями, полученными в результате измерений, выполненных на нескольких одинаковых покрытиях).

При трибологических испытаниях была проведена проверка влияния легирования вольфрамом и молибденом покрытий стальных деталей (роликов) при использовании смазки (ПАО-4) и без нее. Результаты трибологического эксперимента представлены на рис. 3 в виде кривых зависимости коэффициентов трения от времени испытаний и на рис. 4.

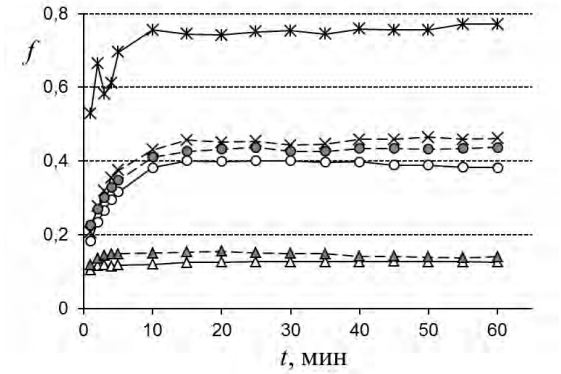


Рис. 3. Поведение коэффициента трения в процессе испытаний стали ШХ-15 с покрытиями, легированными Mo (светлые значки), и W (темные значки), на машине КТ-2: ○ – без смазки и Δ – со смазкой ПАО-4 (для сравнения приведены данные для ШХ-15, испытанной в одноименном сочетании без смазки (ж) и со смазкой ПАО-4 (х)).

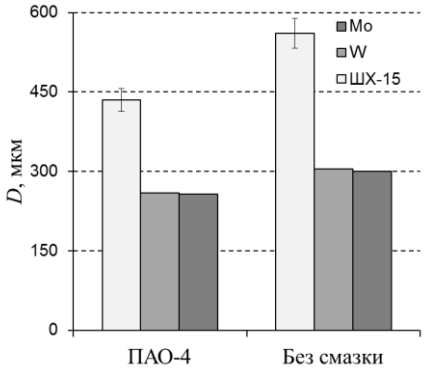


Рис. 4. Средние значения диаметров пятен износа, образовавшихся на торцах нижних образцов-роликов с покрытиями Mo и W, испытанных на машине КТ-2 без смазки и со смазкой ПАО-4. Величина ошибки, указанная на графике, соответствует относительной погрешности ±5%.

Из полученных результатов следует, что нанесение углеродных покрытий, легированных молибденом и вольфрамом, существенно снижает уровень трения даже в условиях несмазанного контакта. Нанесение легированных молибденом и вольфрамом покрытий на сталь ШХ-15 приводит к тому, что установившееся значение коэффициента трения по сравнению с трением образцов ШХ-15 в одноименном сочетании без покрытия снижается вдвое, с 0,75 до 0,4. Это сопоставимо с эффектом от использования вместо соответствующих покрытий смазки ПАО-4. При этом применение покрытий в сочетании с ПАО-4 приводит к дальнейшему снижению установившихся значений коэффициента трения до 0,14 в случае АПП, легированных W, и до 0,125 – при легировании Mo.

Результаты исследования износа покрытий, полученные из данных электронной и оптической микроскопии пятен износа на торцевой поверхности роликов, приведены на рис. 4. Видно, что в покрытиях, легированных вольфрамом и молибденом, диаметр пятна износа относительно небольшой, как в случае сухого трения (порядка 300 мкм), так и в

случае трения со смазкой (порядка 250 мкм). При этом диаметр пятна износа на стальной основе при трении по стали ШХ-15 гораздо больше (порядка 550 мкм при сухом трении и 450 мкм – со смазкой). Таким образом, покрытия, легированные вольфрамом и молибденом, имеют низкие значения коэффициента трения и износа, как в условиях сухого трения, так и при испытаниях при граничном трении с модельной смазкой.

Выводы

При исследовании структурно-фазового состояния покрытий молибдена и вольфрама с углеродом, полученных магнетронным распылением в среде ацетилена показано, что подобные покрытия являются алмазоподобными и имеют нанокомпозитную структуру на основе металлической, карбидной фаз и гидрогенизированного аморфного углерода, в которой размеры ОКР металлической и карбидной фаз составляют порядка (3–7) нм.

Нанотвердость покрытий, легированных молибденом и вольфрамом, составляет (13÷15) и (20÷23) ГПа, соответственно.

Нанесение покрытий молибдена и вольфрама на сталь приводит к существенному повышению антифрикционных свойств защищаемой ими стальной поверхности в условиях сухого трения в паре со сталью. Дополнительное использование смазки ПАО-4 дает существенное, практически двукратное по сравнению с сухим трением, снижение их коэффициента трения, более значительное для покрытий, легированных молибденом.

Низкий коэффициент трения и высокая работоспособность данных покрытий делают перспективным их использование для упрочнения поверхностей трения.

Литература

1. Tribology of Diamond-like Carbon Films: Fundamentals and Applications / Ed. by C. Donnet, A. Erdemir. N.Y.: Springer. 2008. 675 p.
2. Семенов А.П. Трибологические свойства и вакуумные ионно-плазменные методы получения алмазных и алмазоподобных покрытий// Трение и износ. 2009. Т. 30. С. 83-102.
3. Буяновский И.А., Хрущов М.М., Самусенко В.Д. Алмазоподобные углеродные покрытия: трибологическое поведение при граничной смазке. Часть I. Структура, методы испытаний, смазка адсорбционными слоями // Материаловедение. 2021. № 9. С. 3-18.
4. Семенов А.П., Хрущов М.М. Влияние внешней среды и температуры на трибологические свойства алмазных и алмазоподобных покрытий // Трение и износ. 2010. Т. 31. С. 195-217.
5. Sánchez-López J.C., Fernández A. Doping and alloying of DLC coatings // Tribology of Diamond-Like Carbon Films: Fundamentals and Applications / Ed. by Donnet C., Erdemir A. New York: Springer. 2008. P. 311-338.
6. Хрущов М.М. Легированные алмазоподобные покрытия триботехнического назначения // Современные технологии модифицирования поверхностей деталей машин / Под ред. Г.В. Москвитина. М.: Ленанд. 2013. С. 78-113.
7. Meng W.J., Gillispie B.A. Mechanical properties of Ti-containing and W-containing diamond-like carbon coatings // J. Appl. Phys. 1998. V. 84. P. 4314-4321.
8. Gassner G. et al. Structure – property relations in Cr-C/a-C:H coatings deposited by reactive magnetron sputtering // Surf. Coat. Technol. 2005. V. 200. P. 1147-1150.
9. Хрущов М.М. и др. Алмазоподобные нанокомпозитные покрытия a-C:H:Cr – структурное состояние, механические и трибологические свойства // Изв. РАН: Сер. физич. 2014. Т. 78. С. 1257-1265.
10. Буяновский И.А., Хрущов М.М., Самусенко В.Д. Алмазоподобные углеродные покрытия: трибологическое поведение при граничной смазке. Часть II. Смазка химически модифицированным слоем // Материаловедение. 2021. № 10. С. 3-11.
11. Буяновский И.А. и др. Граничная смазка фрикционных контактов «сталь/сталь с Cr-DLC покрытием» // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2020. Т. 21. С. 558-563.
12. Иверонова В.И., Ревкевич Г.П. Теория рассеяния рентгеновских лучей. Изд. 2-е. М.: Изд-во Моск. ун-та. 1978. 278 с.

УДК 678:620.2

РАСЧЁТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РОСТА РАССЛОЕНИЙ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ

COMPUTATIONAL AND EXPERIMENTAL INVESTIGATION OF DELAMINATION GROWTH IN LAYERED COMPOSITE

Чернякин С.А.[1] – кандидат технических наук, доцент кафедры космического машиностроения имени Генерального конструктора Д.И. Козлова,
Перов С.Н.[1,2] – доктор технических наук, профессор кафедры космического машиностроения имени Генерального конструктора Д.И. Козлова
[1]Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева;
[2]Самарский университет государственного управления «Международный институт рынка» (Университет «МИР»)
e-mail: chernyakin-sa@mail.ru

Abstract. The paper presents the results of experimental studies of the physical and mechanical properties and crack resistance characteristics of carbon plastics. Using the developed mathematical model based on contact elements and the cohesive zone model, a study of the growth of delamination was performed in a reinforced composite panel in the ANSYS software product. Non-dimensional dependencies are obtained to estimate the fall of load-bearing capacity.
Key words: composite material, finite element method, delamination, physical and mechanical properties.

Аннотация. В работе изложены результаты экспериментальных исследований физико-механических свойств и характеристик трещиностойкости углепластиков. С помощью разработанной математической модели, базирующейся на контактных элементах и модели когезионной зоны, проведено исследование роста расслоения в подкреплённой композитной панели в программном продукте ANSYS. Построены безразмерные зависимости для оценки остаточной несущей способности.
Ключевые слова: композиционный материал, метод конечных элементов, расслоение, физико-механические свойства.

Введение

В настоящее время вопросам теоретического и экспериментального исследования напряжённо-деформированного состояния, механизмов разрушения конструкций и конструктивных элементов из композиционных материалов с расслоениями, разработке критериев их разрушения, а также оценке критических размеров расслоений уделяется очень большое внимание. Особенно остро этот вопрос возникает в связи с современными достижениям отечественной аэрокосмической отрасли. В работах [1-5] рассмотрены вопросы экспериментальных исследований физико-механических свойств современных композиционных материалов и их характеристик трещиностойкости по типу расслоений. В статьях [6-10] изложены подходы и методы к теоретическому и численному исследованию процессов роста расслоений в композитных конструкциях и оценки прочности таких элементов при наличии дефектов.

Результаты экспериментальных исследований

Перед разработкой математической модели, описывающей распространение расслоений в композиционном материале, необходимо проведение экспериментальных исследований: 1) для определениях необходимого объёма исходных данных, которые в

рамках выбранных гипотез достоверно описывали бы напряжённо-деформированное состояние; 2) для верификации разработанной модели по полученным экспериментальным данным; 3) для исследования закономерностей роста расслоений в композиционных материалах. Объектом исследования являются углепластики на основе однонаправленной (12К-300-200) и биаксиальной (1К-1000-132) ткани и полимерной смолы (SICOMIN SR8100), использующиеся в силовых элементах конструкций аэрокосмической отрасли. В качестве нормативных документов при подготовке образцов и последующих испытаниях были выбраны стандарты ASTM. Результаты проведенных испытаний представлены в таблице 1.

Таблица 1. Физико-механические свойства материалов

Характеристика	Величина	
	Однонаправленный материал	Тканый материал
$E_1, МПа$	77,30±8,73	58,40±2,41
μ_{12}	0,17±0,05	0,07±0,01
$E_2, МПа$	2138,91±80,16	596,23±6,77
$\sigma_{1в}^{+}, МПа$	7,90±0,15	56,20±1,51
$\sigma_{1в}^{+}, МПа$	27,99±6,77	589,23±36,90
$\sigma_{1в}^{-}, МПа$	377±44	407±25,85
$\sigma_{2в}^{+}, МПа$	85,50±5,07	389,90±36,02
$\sigma_{2в}^{-}, МПа$	59,1±1,7	94,60±3,70
$\sigma_{12в}, МПа$	51,30±0,56	48,40±2,42
$G_{12}, МПа$	4240±596	3460±74,20
$G_I, Н/мм$	0,37±0,13	0,49±0,06
$G_{II}, Н/мм$	1,440±0,065	1,265±0,171

Численное решение задачи о росте расслоений

Современные композитные конструкции выполняются как правило тонкостенными в силу ряда обстоятельств. Поэтому расчётную схему многослойного полимерного композиционного материала с расслоением можно представить как две или более совпадающих поверхностей, которые будут являться отсчётными поверхностями соединяемых оболочек (рис. 1). Данные поверхности покрываются одинаковыми сетками оболочечных элементов. Если в моделируемой конструкции присутствует начальный дефект, то между указанными поверхностями в зоне расположения начального расслоения определяется стандартный контакт. В оставшейся части, представляющей область возможного распространения дефекта, задаётся прикреплённый (склеенный) контакт с которым связывается специальный когезионный материал, моделирующий клеевой слой или материал связующего. Поведение этого материала описывается физическим соотношением:

$$\sigma = (1-d)Ku, \quad d = \frac{u_c}{u_{max}} \cdot \frac{u_{max} - u_0}{u_c - u_0}.$$

Таким образом моделирование роста расслоений сводится к использованию представленной расчётной схемы и применению того или иного критерия роста расслоения.

Анализ практики эксплуатации и экспериментальных исследований жёстких панелей, проводимых для таких конструкций как фюзеляжи воздушных судов, находящихся под давлением, показывает, что потеря адгезионной связи в области

законцовок подкрепляющих элементов является важной и наиболее вероятной формой повреждения таких конструкций. В этой связи проводится исследование несущей способности подкреплённой стрингерной композитной панели при воздействии сдвиговых нагрузок.



Рис. 1. Схема моделирования расслоения в композиционном материале

Предполагается, что при изготовлении такой конструкции были допущены дефекты размерами a_0 и b_0, расположенные в начальной области центрального стрингера и в его середине (рис. 2). Рассматриваемая подкреплённая панель имеет размеры *1110*x*1110* мм. Панель подкреплена тремя равномерно разнесёнными по всей панели стрингерами с шириной полки *100* мм и высотой стенки *50* мм. Толщина монослоёв однонаправленного и тканого материала принималась равной *0,15* мм. Панель подвергалась сдвиговым нагрузкам, которые приводили к потере устойчивости панели.

Название зоны	Схема укладки	Материал
Стенка стрингера	[0/45/45/0]	Тканый
Полка стрингера	[0/45/45/0]	Тканый
Панель	[-45/45/45/-45/45/-45/-45/45]	Однонаправленный
Подкреплённый контур	[-45/45/45/45/-45/-45/0/0/0/45/45/-45/-45/-45/45]	Однонаправленный

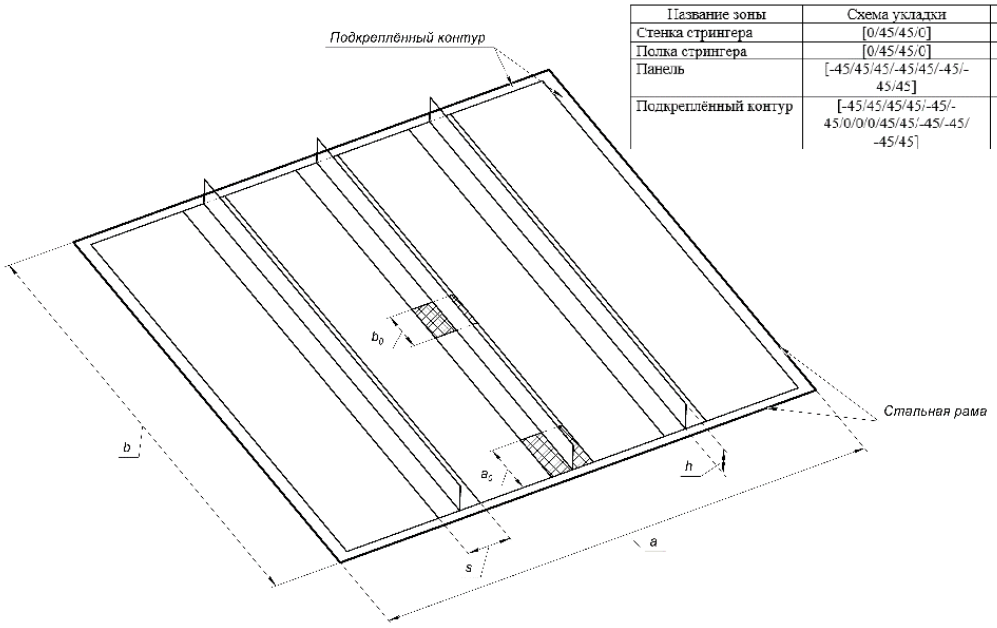


Рис.2. Схема подкреплённой панели с дефектами

Решение задачи проводилось в нелинейной постановке – с учётом больших перемещений, контактного взаимодействия стрингеров и панели и нелинейного поведения когезионного материала в программном продукте ANSYS, реализующем метод конечных элементов. На рисунке 3 представлен характерный вид деформированного состояния подкреплённой пластины после потери устойчивости.

В рамках решения задачи были построены номограммы, отражающие зависимость снижения критической нагрузки по отношению к расположению дефекта и его длине. Данные зависимости представлены на рисунке 4. При этом $P_{кр.пол.}$ – критическая нагрузка потери устойчивости бездефектной конструкции, $P_{кр.деф.}$ – критическая нагрузка потери

устойчивости конструкции с дефектом. Анализ полученных зависимостей, позволяет сделать следующие выводы: во-первых, расположение дефекта с краю приводит к снижению несущей способности в 1,5 раза по отношению к центральному расположению; во-вторых, подкреплённая пластина более чувствительна к дефектам в крайних стрингерах.

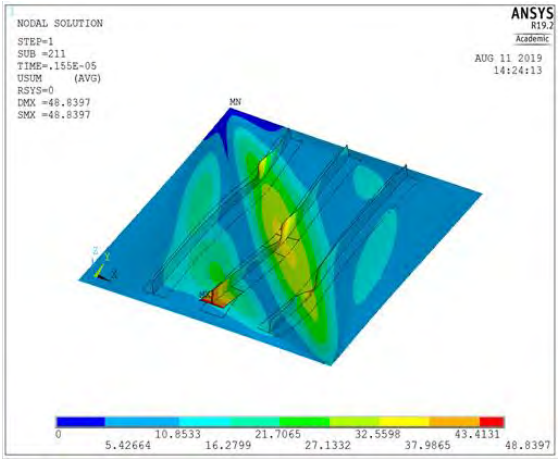
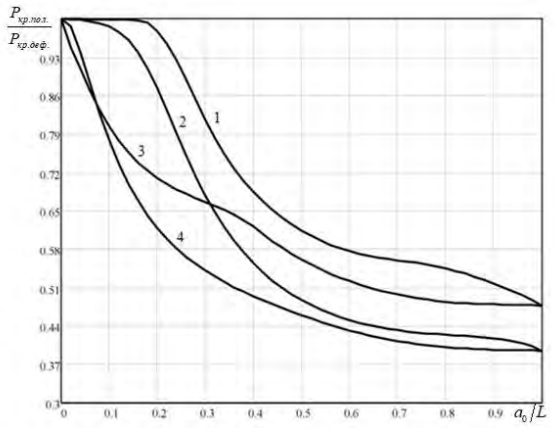


Рис. 3. Деформированное состояние панели



1- посередине центрального стрингера;
2 - посередине левого (правого) стрингера;
3 - с краю центрального стрингера,
4 - с краю левого (правого) стрингера

Рис. 4. Зависимость несущей способности подкреплённой пластины при различных расположениях дефекта

Литература

1. Mahaviradhan N. et al. Experimental investigation on mechanical properties of carbon fiber reinforced aluminum metal matrix composite // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Т. 39. – С. 743-747.
2. Yashiro S. et al. Effect of material nonlinearity on the toughness evaluation in quasi-static mode II interlaminar fracture toughness tests of composite laminates // Engineering Fracture Mechanics. – 2021. – Т. 253. – С. 107879.
3. Cañas J., Justo J., París F. Evaluation of the interlaminar fracture toughness on composite materials using DCB test on symmetric and unsymmetric configurations // Composite Structures. – 2022. – Т. 297. – С. 115944.
4. Grellmann W., Seidler S. (ed.). Polymer testing. – Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2022.
5. Урнев, А. С. Экспериментально-численное определение размеров дефектов типа расслоения в слоистых композитных материалах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2018. – Т. 83. – № 10. – С. 59-66.
6. Матвиенко, Ю.Г. К оценке процесса развития дефектов типа расслоения в слоистых композитных материалах // Сборник статей научно-технической конференции «Труды ЦАГИ». - М.: ЦАГИ. - 2018. - 31 мая - 1 июня. - С. 27-29.
7. Парцевский, В.В. Расслоения композитных пластин при изгибе // Механика композитных элементов. – 1990. – № 6. – С. 1047 – 1050.
8. Wei R., Shen K., Pan G. A numerical study on the effect of delamination on composite cylindrical shells subjected to hydrostatic pressure // Ocean Engineering. – 2022. – Т. 262. – С. 112294.
9. Huo L., Kassapoglou C., Alderliesten R. C. A criterion for predicting delamination growth in composite laminates // Materials & Design. – 2022. – С. 111160.
10. Köllner, A. redicting buckling-driven delamination propagation in composite laminates: An analytical modelling approach // Composite Structures. – 2021. – V. 26.

УДК 536.2:518.355.4

НЕКОТОРЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТКАНЫХ ЭЛЕКТРОНАГРЕВАТЕЛЕЙ ПРИ ДИАГНОСТИКЕ

SOME TECHNOLOGICAL FEATURES OF THE USE OF WOVEN ELECTRIC HEATERS IN DIAGNOSTICS

Шульженко А.А.[1] – к.т.н., с.н.с., **Модестов М.Б.**[1] **–** н.с., **Модестов Б.М.**[1] – вед. инж.,
Григорян А.Э.[2] – ст. преподаватель, **Шульженко Ан.А.**[2] **–** ст. преподаватель
[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН,
г. Москва, Россия,
[2]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования Российский экономический университет им. Г.В.Плеханова,
Г. Москва, Россия,
e-mail: aa_shulzhenko.01@mail.ru

Annotation. The work on the study of changes in thermal fields in the area of the thin wall between the human body and the heater under the influence of woven electric heaters at various parameters of their elements has been carried out. The programs developed and patented by the authors were used in the study. It is of interest to a wide range of specialists in the field of designing products based on woven electric heaters, physiologists, medical professionals.
Key words: woven electric heaters, fuel elements, materials, perspiration, vasodilation, physiology, etc.

Аннотация. Проведена работа по исследованию изменений тепловых полей в области тонкой стенки между телом человека и нагревателем под воздействием тканых электронагревателей при различных параметрах их элементов. При исследовании применялась разработанные и запатентованные авторами программы. Представляет интерес для широкого круга специалистов в области проектирования изделий на основе тканых электронагревателей, физиологов, медицинских работников.
Ключевые слова: тканые электронагреватели, тепловыделяющие элементы, материалы, потовыделение, расширение сосудистого русла, физиология и т.д.

Технология контактного обогрева известна давно. Давно используются методы контактного обогрева и в медицине. Часто применяется нагрев с помощью теплоносителя – воды. В этом случае, используется такое свойство воды, как высокая удельная теплоемкость, и при обеспечении ее большой массы поддерживается постоянство температуры в течение длительного времени. Заранее подогретая вода, либо напрямую контактировала с телом человека, или через оболочку, например, как в локальных грелках [1]. Однако, оказалось, что для получения информации о тепловом состоянии тела человека данные способы не годятся. Во-первых, при использовании в качестве теплоносителя большого количества воды существенно повышается масса нагревателя. Во-вторых, вода обладает высокой теплоемкостью. Эти свойства существенно ухудшают реактивные свойства нагревателя. В целом, коэффициент температуропроводности получается довольно незначительным

$$a = \frac{\lambda}{c_з \cdot \rho} \qquad (1)$$

где, λ – коэффициент теплопроводности; $c_р$ – удельная теплоемкость; ρ – плотность.

Коэффициент температуропроводности (1) сильно влияет на процесс теплопередачи через теплоноситель, так как согласно уравнению Фурье [2]

$$\frac{1}{a}\frac{\partial \Delta T}{\partial t} = \nabla^2 \Delta T \qquad (2)$$

где $\Delta T = T - T_{ср}$; T - текущее значение температуры; $T_{ср}$ – температура окружающей среды; t - время теплового процесса.

В-третьих, нагрев в ванной и непосредственный контакт кожи человека с водой исключает возможность отслеживать процесс потовыделения, так как пот просто растворяется в воде.

Было проведено моделирование при воздействии нагревателя типа грелки на тело человека через некоторый промежуток. Для описания слоев тонкой стенки использовалось уравнение (2). Полученные результаты показали, что при использовании для обогрева человека грелок, обладающих именно большой массой и высокой теплоемкостью, невозможно отслеживать температурную реакцию человека на потовыделения и сигналы. В области грелки они практически отсутствует [3].

Теперь изменим параметры нагревателя. Будем проводить нагрев ткаными электронагревателями. Здесь также присутствует расстояние между телом человека и нагревателем. В этом случае, ответная реакция человека на тепловой сигнал в виде потовыделения изменяет тепловые характеристики в промежутке между телом человека и нагревателем, что приводит к изменению суммарной температуры, распространяющейся по всему пространству тонкой стенки [4]. Для описания тепловых процессов в тонкой стенке в области тканого электронагревателя использовалось уравнение Фурье

$$\frac{1}{a}\frac{\partial \Delta T}{\partial t} = \nabla^2 \Delta T + \frac{1}{\lambda} q_v$$

где q_v – объемное тепловыделение внутренних источников тепла; λ – коэффициент теплопроводности.

Кроме получения реакции на тепловой сигнал в виде выделения пота при большем уровне воздействующего сигнала было получено дополнительное температурное изменение за счет расширения сосудистого русла на поверхности тела человека, увеличения скорости кровотока и т.д. [5]. В этом случае, происходит изменение коэффициента теплоотдачи. Суммарная температура образуется за счет воздействия температуры внешней среды, температуры тела человека, нагревателя и влияющих на тепловое распределение реакций в виде потовыделения и расширения сосудистого русла. Она изменяется по всей области тонкой стенки.

Следует отметить, что сигнал о расширении сосудистого русла включается на фоне постоянно действующего сигнала о выделении пота.

Экспериментальная кривая суммарной температуры в области нагревателя хорошо согласуются с результатом математического моделирования изменения температуры в области тонкой стенки [6].

Какие материалы можно использовать в качестве тепловыделяющих элементов в тканых электронагревателях, так как тканые электронагреватели могут иметь тепловыделяющие элементы из самых различных материалов. Для выяснения этого вопроса были проведены эксперименты с тепловыделяющими элементами на основе углеродных нитей и тонкой стальной проволоки. Эти материалы обладали близкими теплофизическими свойствами, но различной структурой. Несмотря на применение материалов, обладающих различной структурой, были получены в ходе экспериментов идентичные реакции человека на тепловое воздействие.

Выводы.

Благодаря тепловым параметрам тканых электронагревателей и наличию промежутка между тканными электронагревателями и телом человека, можно, одновременно отследить изменения, происходящие на поверхности тела человека: потовыделение, изменения характера кровообращения.

Сильное изменение теплофизических параметров нагревателей (например, при использовании водяной грелки) приводит к невозможности получения подобной информации.

Отсутствие промежутка между нагревателем и телом человека приводит к потере информации о характере потовыделения, но информацию об изменении кровообращения на поверхности тела человека можно получить.

Данный способ позволяет получить количественные характеристики, происходящих изменений.

Основным требованием при использовании тепловыделяющих элементов, изготовленных из различных материалов, является близость по своим тепловым свойствам, что обеспечивает им высокую степень корреляции результатов.

Данный способ является неинвазивным.

Литература.

1. Eugene H. Vissler Human. Temperature. Control. B. Springer. 2018 – 425 с.
2. Дмитриев А.С. Введение в нанотеплофизику. М.: Изд. БИНОМ. Лаборатория знаний, 2015 - 700 с.
3. Шульженко А.А., Модестов М.Б., Модестов Б.М. Способ измерения реакции потовых желез человека при наличии теплового воздействия. Патент № 2578864, М., 2016, Бюллетень № 9.
3. Шульженко А.А., Модестов М.Б. Программа моделирования проявления новых возможностей тканого электронагревателя. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2020618044, М., 2020.
4. Шульженко А.А., Модестов М.Б. Моделирование реакции человека на тепловое воздействие. М. Вестник научно-технического развития, 2017, № 5, с. 23-33.
5. Morrison S.F., Nakamura K. Central neural pathways for thermoregulation. Front Biosci. Landmark Ed. 2011. jan 1;16: P. 74-104.
6. Шульженко А.А., Модестов М.Б. Программа моделирования тепловых процессов в тонкой многослойной стенке при переменных граничных условиях. Свидетельство о Государственной регистрации программы для ЭВМ № 2022611599, М., 2022.

УДК 602.17

НОВЫЕ САМОВОССТАНАВЛИВАЮЩИЕСЯ ПОЛИУРЕТАНЫ[1]

NEW SELF-HEALING POLYURETHANES

Эксакусто П.О.[1] – инженер, **Локьяева З.А.**[1] – инженер, **Полежаев А.В.**[1] – к.х.н., заведующий лабораторией
[1]НОЦ «Композиты России», МГТУ им. Н.Э. Баумана
polina-ex@yandex.ru

Abstract. Polyurethane-polyalkyleneoxide block-copolymers with fragments of an adduct capable of reversible chemical transformations by the Diels-Alder reaction were synthesized and studied. All obtained compounds were characterized by using the methods of differential scanning calorimetry and thermogravimetric analysis. The temperature transitions and thermal stability of block copolymer melts were determined by this. The perspective of creation of self- healing protective polyurethane coatings the work has been shown in this work.
Key words: polyurethanes, protective coatings, block copolymers, self-healing, Diels–Alder reaction

Аннотация. Были синтезированы и получены полиуретан-полиалкиленоксидные блок- сополимеры на основе реакции Дильса-Альдера, которые способны к обратимым превращениям. Полученные соединения были исследованы при помощи методов дифференциальной сканирующей калориметрии и термогравиметрического анализа определены температурные переходы и термическая устойчивость расплавов блок- сополимеров. Показана перспективность начатых работ по созданию самовосстанавливающихся защитных полиуретановых покрытий.
Ключевые слова: полиуретаны, защитные покрытия, блок-сополимеры, самовосстановление, реакция Дильса–Альдера. .

Введение

Полиуретановые защитные покрытия (ПЗП) имеют достаточно хорошие адгезивные свойства, обладают высокой прочностью, эластичностью, износостойкостью, твердостью, блеском и химической стойкостью [1-8]. Однако, наряду с ценным комплексом свойств полиуретаны обладают значительными недостатками, среди которых невозможность переработки отходов, возникновение дефектов и последующее за ними разрушение [9-15]. В связи с этим, в последнее время исследования в области защитных покрытий были сосредоточены на разработке новых полиуретанов с повышенной твердостью и прочностью, увеличении их стабильности путем химической модификации. Интересным направлением работ в этой области является создание самовосстанавливающихся материалов, которые под воздействием внешнего воздействия (нагрев, излучение или электричество) способны к восстановлению структуры и физико- механических характеристик материала, подвергшегося повреждению [16-20]. Свойство самовосстановления для полиуретановых материалов может быть достигнуто различнымиспособами.

Нами был выбран способ создания самовосстанавливающегося полимерного материала, основывающийся на введении в его химическую структуру фрагментов, способных к динамическим обратимым ковалентным взаимодействиям[21]. Мы использовали низкомолекулярные удлинители цепи на основе заранее

[1] Работа поддержана РНФ, проект № 21-73-20117.

синтезированных аддуктов, полученных по реакции Дильса-Альдера для получения блок-сополимеров (БСП) с соотношением жесткого и мягкого блоков 60(40/20):40 и 50(30/20):50 масс.%. В качестве динамического аддукта для синтеза жестких блоков полиуретана был использован продукт реакции (4,4'-дифенилметан)-бисмалеимида и фурфурилового спирта.

Эксперимент:

Бутандиол, аддукт БМФС, Лапрол 2000 и катализатор ДАБКО и МДИ были смешаны в противотоке аргона при 65°C.

Мониторинг реакции проводился при помощи ИК-спектроскопии. Характеристической является область 2000-3750 $см^{-1}$. После прибавления МДИ в ИК спектре реакционной смеси наблюдается полоса поглощения (при 2277 $см^{-1}$), соответствующая изоцианатным группам. При протекании реакции постепенно исчезают полосы поглощения, соответствующие изоцианатным, а так же гидроксильным группам, и появляется полоса поглощения, соответствующая полиуретановым группам.

Термоаналитические методы исследования:

Образцы полиуретанов, модифицированных аддуктом БМФС, были исследованы (рисунок 1) с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Измерения проводили в открытых алюминиевых тиглях при нагреве образцов от -80 до 160°C со скоростью 5K/min. Масса навески образца составляла от 10 до 15 мг. Найдено, что температура стеклования фазы, образованной блоками ПАО, составляет -67^{o}C. Однако, приборные ограничения и, очевидно, высокая полидисперсность блоков полиуретана не позволили определить температуру стеклования жесткой полиуретановой фазы испытуемых образцов. Эндотермические пики при 124°C для образца М1 и 125°C для образца М2 относятся к процессу протекания обратной реакции Дильса-Альдера, так как при этой же температуре наблюдается эндотермический процесс, соответствующий обратной реакции Дильса-Альдера в исходном аддукте БМФС согласно данным ДСК [21].

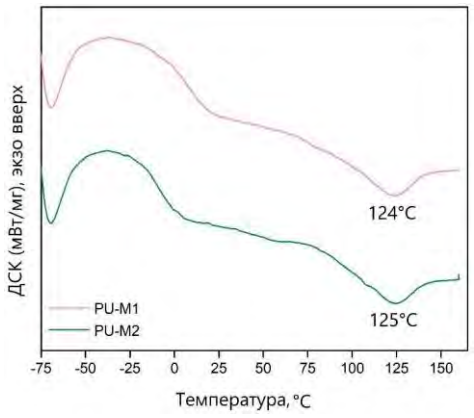


Рис. 1. ДСК-кривые для образцов

Термическая стабильность модифицированных аддуктом БМФС полиуретанов (М1, М2) была исследована с помощью термогравиметрического анализа (ТГА) в атмосфере аргона (рисунок 2). Измерения проводили в открытых алюминиевых тиглях в температурном диапазоне от 30 до 550°C при скорости нагрева 10K/min. Масса навески образца составляла 2-3 мг. ТГА показал значительную разницу в термической стабильности между исследуемыми образцами. Так, температура, соответствующая 5% потери массы образца, составляет 299°C и 281°C для образцов М1, М2, соответственно. Очевидно, это связано с тем, что полимеры имеют примерно одинаковую молекулярную массу.

Для обоих образцов наблюдается двухстадийный процесс разложения (рисунок 2, 3). Первая стадия разложения первичной структуры полимеров соответствует температурному диапазону 250-350°С (потери массы составляют около 21 и 27%масс. для образцов М1 и М2, соответственно). Вторая стадия разложения (вторичной более термостойкой структуры) соответствует температурному диапазону 350-450°С (потериоколо 65 и 72масс. % для образцов М1 и М2, соответственно).

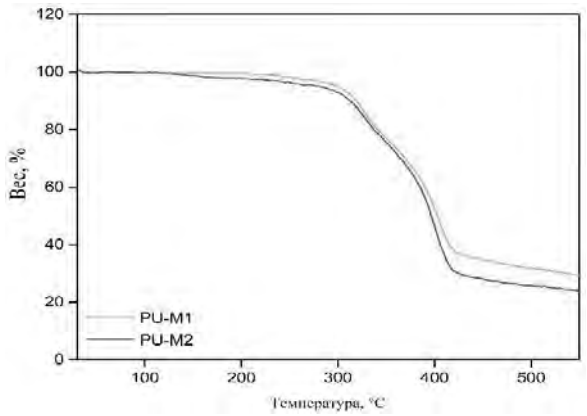


Рис. 2 – Кривые ТГА для модифицированных полиуретанов М1, М2

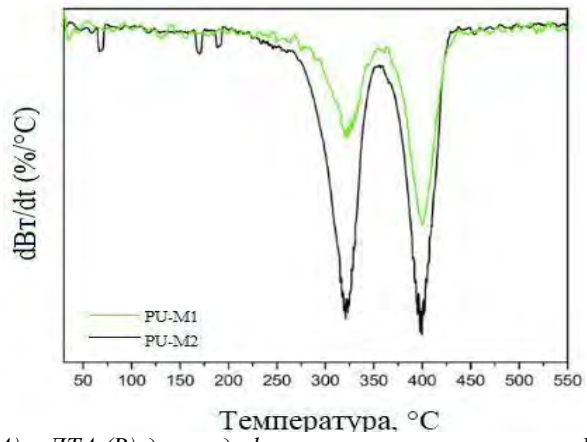


Рис. 3 – Кривые ТГА (А) и ДТА (В) для модифицированного полиуретана М2

Таблица 1 - Термические параметры соединений М1 и М2

Полимер	$T_{5\%}$, °С	Коксовый остаток, масс.%	$T_{ретро\text{-}ДА}$ (ДСК),°С	Т ст., °С фазы ПАО
М1	299	29	124	-67
М2	281	24	125	-67

Для наглядного подтверждения термической обратимости процесса также был использован “золь-гель” метод: образование геля происходило через 24 часа при 60°С, образование золя через 10 минут при 120°С.

Заключение:

Были получены полиуретан-полиалкиленоксидные блок-сополимеры, обладающие уникальными свойствами и содержащие в макроцепи фрагменты аддукта, способного к обратимым химическим взаимодействиям на основе реакции Дильса-Альдера. Найдена температура обратной реакции Дильса-Альдера, а также исследована их термическая стабильность и способность к самовосстановлению. Кроме того, показана перспективность дальнейших исследований для создания полиуретан- полиалкиленоксидных блок-сополимеров с самовосстанавливающимися свойствами.

Литература

1. Kubitza W. Water Based Two-Pack Polyurethane Paints // J. Oil Color Chem. Assoc. 1992. Vol.75. P. 340–347.
2. Shoaker S. H. Two-Component Osopolyester Urethane Coatings for Plastics // J. Coat. Technol. 1990. Vol. 62. № 787. P. 49–55.
3. Gregorovich B.V., Hazan I. Environmental Etch Performance, and Scratch and Mar of Automotive Clearcoats // Prog. Org. Coat. 1994. Vol. 24. № 4. P. 131–146.
4. Vessot S., Andrieu J., Laurent P. Air Convective Drying and Curing of Polyurethane-Based Paints on Sheet Molding Compound Surfaces // J. Coat. Technol. 1998. Vol. 70. № 882. P. 67– 76.
5. Hegedus C. R., Pulley D. F., Spadafora S.J. A Review of Organic Coating Technology for US Naval Aircraft // J. Coat. Technol. 1989. Vol. 61. P. 31–44.
6. Bierwagen G. Next generation of aircraft coatings systems // Journal of Coatings Technology. 2001. Vol. 73. P. 45–52.
7. Sanders H., Frish C. K. Polyurethanes: Chemistry and Technology. Part I Chemistry // High Polymers. 2015. Vol. 16. P. 354-362.
8. Gite V. V., Kapadi U. R., Hundiwale D. G. Polyurethane Coatings: An Overview // Paint India. 2003. Vol. 53. № 9. P. 47–58.
9. Magnin A., Pollet E. Evaluation of biological degradation of polyurethanes // Biotechnology Advances. 2020. Vol. 39. P. 107457-107463.
10. Akindoyo J.O., Beg M.D.H., Ghazali S. Polyurethane types, synthesis and applications – a review // RSC Advances. 2016. Vol. 6. P. 114453-114482.
11. Kurańska M., Prociak A. Innovative porous polyurethane-polyisocyanurate foams based on rapeseed oil and modified with expandable graphite // Industrial Crops and Products. 2017. Vol. 95. P. 316-323.
12. Connolly M., King J., T. Shidaker. Pultruding Polyurethane Composite Profiles: Practical Guidelines for Injection Box Design, Component Metering Equipment, and Processing // Composites. 2005. Vol. 15. P. 1101-1012.
13. Babaarslan O., Sarıoğlu E., Ertek Avcı M. A comparative study on performance characteristics of multicomponent core-spun yarns containing cotton/PET/elastane // The Journalof The Textile Institute. 2020. Vol. 111. P. 775-784.
14. Datta J. Thermo-Chemical Decomposition Study of Polyurethane Elastomer Through Glycerolysis Route with Using Crude and Refined Glycerine as a Transesterification Agent // Journal of Polymers and the Environment. 2018. Vol. 26. P. 166-174.
15. Anuar Sharuddin S. D., Abnisa F., Wan Daud W.M.A. A review on pyrolysis of plastic wastes // Energy Conversion and Management. 2016. Vol. 115. P. 308-326.
16. Зубарев П. А. Защитные износостойкие покрытия на основе модифицированных полиуретанов: дис канд. тех. наук: 05.23.05 / П. А. Шаляпина; Пенз. гос. ун-т арх-ры и стр-ва - Пенза, 2014. - 128 с.
17. Kemona A., Piotrowska M. Polyurethane Recycling and Disposal: Methods and Prospects // Polymers. 2020. Vol. 12. P. 10047-10067.
18. Gerlock J.L., Braslaw J., Mahoney L.R., et al. Reaction of polyurethane foam with dry steam: Kinetics and mechanism of reactions // Journal of Polymer Science: Polymer Chemistry Edition. 1980. Vol. 18. P. 541-557.
19. Zia K.M., Bhatti H.N., Ahmad Bhatti I. Methods for polyurethane and polyurethane composites, recycling and recovery: A review // React. Funct. Polym. 2007. Vol. 67. P. 675-692.
20. Blaiszik B.J., Kramer S.L.B., Olugebefola S.C., et al. Self-Healing Polymers and Composites // Annual Review of Materials Research. 2010. Vol. 40. P.179-211.
21. Zakharova D. V., Lok'yaeva Z. A., Pavlov A. A., et. al. New Chain Extenders for Self-Healing Polymers // Key Engineering Materials. 2021. Vol. 899. P. 628-637. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.899.628.

СОДЕРЖАНИЕ

		Стр.
1	Азиков Н.С., Зинин А.В. **АНАЛИЗ ПРОГРЕССИРУЮЩЕГО РАЗРУШЕНИЯ АНИЗОГРИДНОЙ КОМПОЗИТНОЙ СТРУКТУРЫ** (*ИМАШ РАН, МАИ (НИУ), Москва*)	3
2	Акимова О.В., Каминская Т.П., Попов В.В., Горбунов С.В. **МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПЛОТНЫХ МЕМБРАННЫХ ФИЛЬТРОВ НА ОСНОВЕ ПАЛЛАДИЯ С РАЗЛИЧНЫМИ ЛЕГИРУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ** (*МГУ, ИМЕТ РАН, Москва*)	7
3	Албагачиев А.Ю., Буяновский И.А., Тохметова А.Б. **СМАЗОЧНЫЙ МАТЕРИАЛ КАК КОНСТРУКЦИОННЫЙ ЭЛЕМЕНТ УЗЛА ТРЕНИЯ: О КРИТЕРИИ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СМАЗОЧНЫХ МАСЕЛ, ЛЕГИРОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ УГЛЕРОДА** (*ИМАШ РАН, Москва*)	11
4	Алексеев А.А. **ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЕТВЛЕНИЯ ТРЕЩИНЫ В СТАЛИ** (*ИФТПС СО РАН, Якутск*)	15
5	Алексеев А.А., Сыромятникова А.С., Иванов А.Р. **ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ЗАДВИЖКИ ЗМС 65х35 ГАЗОВОЙ СКВАЖИНЫ** (*ИФТПС СО РАН, Якутск*)	18
6	Алисин В.В., Рощин М.Н, Лукьянов А.И. **МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОЛЕЙ ПРИ НАПЛАВКЕ ПОКРЫТИЙ ЗАЩИЩАЮЩИХ ОТ ТЕПЛОВЫХ ПОТОКОВ** (*ИМАШ РАН, Москва*)	22
7	Анискович Е.В., Москвичев В.В. **ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛА В ЗОНАХ НЕОДНОРОДНОСТИ СЛУЧАЙНО РАСПРЕДЕЛЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ** (*ФИЦ ИВТ, СФУ, Красноярск*)	25
8	Архипов В.Е., Куксенова Л.И., Пугачев М.С., Москвитин Г.В. **ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МЕДИ И ЦИНКА, НАНЕСЁННЫХ НА СТАЛЬ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ** (*ИМАШ РАН, Москва*)	30

9 Асфандияров Ш.А., Томилина Т.М. 34
ПРИМЕРЫ ИЗ ПРАКТИКИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБРАЗЦОВ АКУСТИЧЕСКИХ МЕТАМАТЕРИАЛОВ: СООТВЕТСТВИЕ И НЕСООТВЕТСТВИЕ МОДЕЛИ И ЭКСПЕРИМЕНТА
(*ИМАШ РАН, Москва*)

10 Атанов Б.И. 38
ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА
(*ИФТТ РАН, Черноголовка*)

11 Ахметханов Р.С. 40
ИНТЕГРАЛЬНЫЕ И ЛОКАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕРМОГРАММ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

12 Ахметханов Р.С. 44
КОМПЬЮТЕРНЫЙ МЕТОД АНАЛИЗА СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО ИХ ИЗОБРАЖЕНИЮ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

13 Балданов А. Б., Бохоева Л. А., Иванов Ю.Н. 48
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИТНЫХ ПЛАСТИН ПРИ ЛОКАЛЬНОМ УДАРЕ С ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМ ПОДТВЕРЖДЕНИЕМ
(*ВСГУТУ, Улан-Удэ, ИрНИТУ, Иркутск*)

14 Батанова О.А. 51
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТОВ ПО СКАЛЫВАНИЮ КРОМОК ОБРАЗЦОВ КЕРАМИКИ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИМ ИССЛЕДОВАНИЯМ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

15 Белецкий Е.Н., Левин В.П. 54
ВЛИЯНИЕ СМЕШАННЫХ МОД НАГРУЖЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ
(*ИМЕТ РАН, МГТУ, Москва*)

16 Бирюков В.П. 58
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНЫМИ АДДИТИВНЫМИ ТЕХНОЛОГИЯМИ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

17 Бирюков В.П., Принц А.Н., Корноухов А.П. 62
УЛУЧШЕНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВВЕДЕНИИИ НАНОПРИСАДОК
(*ИМАШ РАН, РУТ (МИИТ), Москва*)

18 Болотников А.И. 66
О ДЕФОРМАЦИОННЫХ ЗАВИСИМОСТЯХ СУММАРНОГО ЧИСЛА АКУСТИЧЕСКИХ СОБЫТИЙ ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРОЙ И ПРОЧНОСТЬЮ
(*ИМЕТ РАН, Москва*)

19 Бухалов В.И., Попов А.Л. 69
УЧЁТ ЭФФЕКТА ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ИЗМЕРЕНИЯХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПО НОРМАЛЬНЫМ ПЕРЕМЕЩЕНИЯМ ОКРЕСТНОСТИ ЗОНДИРУЮЩЕГО ОТВЕРСТИЯ
(*ИПМех РАН, Москва*)

20 Бырдин В.М., Пузакина А.К. 73
ДИСПЕРСИОННОЕ УРАВНЕНИЕ БРЕХОВСКИХ, НОРМАЛЬНЫЕ И ПОВЕРХНОСТНЫЕ ВОЛНЫ И ВИБРОАКУСТИКА СЛОИСТЫХ СТРУКТУР
(*ИМАШ РАН, Москва*)

21 Бырдин В.М., Пузакина А.К. 77
КАСПЫ, ПЕТЛИ, РАЗВИЛКИ И ДРУГИЕ СИНГУЛЯРНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ ПЛОСКИХ КРИВЫХ И ТЕОРИЯ ВОЛН
(*ИМАШ РАН, Москва*)

22 Веремейчик А. И., Хвисевич В. М., Холодарь Б. Г. 81
ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ В НОЖЕ ГИЛЬОТИННЫХ НОЖНИЦ АКНА-3225 ПРИ ДЕЙСТВИИ ПОДВИЖНОГО НОРМАЛЬНО-КРУГОВОГО ИСТОЧНИКА ТЕПЛОТЫ
(*БрГТУ, Брест, Беларусь*)

23 Власов Д.Д., Полилов А.Н., Татусь Н.А., Поляков А.Э. 85
ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КАСАТЕЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ПРОГИБ И ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТНОЙ БАЛКИ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

24 Воронин Н.А. 89
НОВЫЕ РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЯХ НА МЯГКИХ ПОДЛОЖКАХ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

25 Гаврилина Л.В., Печейкина М.А., Раков Д.Л., Сухоруков Р.Ю. 93
МОРФОЛОГИЧЕСКАЯ КЛАССИФИКАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ И МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
(*ИМАШ РАН, НИУ «МЭИ», Москва*)

26 Георгиевская Е.В. 97
НОВЫЕ ДИАГНОСТИЧЕСКИЕ ПРИЗНАКИ ДЛЯ РАННЕГО ОБНАРУЖЕНИЯ НЕИСПРАВНОСТИ ГИДРОАГРЕГАТОВ
(*ООО «ЦКТИ», Санкт-Петербург*)

27 Горшков В.А., Милосердов П.А., Хоменко Н.Ю. 101
ВЫСОКОТЕМПЕРЕТУРНЫЙ СИНТЕЗ ЛИТЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ MAX-ФАЗ В СИСТЕМЕ Cr/Ti-Al-C
(*ИСМАН РАН, Черноголовка*)

28 Горячева И.Г., Мещерякова А.Р. 103
МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА НА ХАРАКТЕР ЕГО РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ
(*ИПМех РАН, Москва*)

29 Груша В.П. 106
ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СЕРОГО ЧУГУНА ПРИ ЛИТЬЕ НАМОРАЖИВАНИЕМ
(*ИТМ НАНБ, Могилев, Беларусь*)

30 Гутев А.П., Баранов К.Н. 110
ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ВТОРИЧНОГО СИЛУМИНА АК12М2
(*ИТМ НАНБ, Могилев, Беларусь*)

31 Демина Ю.А., Ботвина Л.Р., Тютин М.Р. 114
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ИХ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ИЛИ ХРАНЕНИЯ
(*ИМЕТ РАН, Москва*)

32 Евдокимов А. П. 118
ИССЛЕДОВАНИЕ КОНТАКТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ УПРУГОЙ СОЕДИНИТЕЛЬНОЙ МУФТЫ С РЕЗИНОКОРДНОЙ ОБОЛОЧКОЙ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

33 Егранов М.П., Покровский А.М., Матвиенко Ю.Г. 122
УЧЕТ СТЕСНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ПРОГНОЗИРОВАНИИ ТРАЕКТОРИИ ТРЕЩИНЫ СМЕШАННОГО ТИПА
(*МГТУ, ИМАШ РАН, Москва*)

34 Еремин Н.В., Голдобин Н.Н. 126
КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНАЯ МОДЕЛЬ СКЛАДЫВАНИЯ ЛЕНТОЧНОЙ ПРУЖИНЫ ГИБКОГО ШАРНИРА
(*ФИЦ ИВТ, СибГУ им. М.Ф. Решетнева, Красноярск*)

35 Завойчинская Э.Б., Панарин И.Ю. 129
МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗВИТИЯ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДВУХЧАСТОТНОМ НАГРУЖЕНИИ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНО-СТРУКТУРНЫХ УРОВНЯХ
(*МГУ, Москва*)

36 Зиборов В.С., Новиков С.В., Ростилов Т.А. 133
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ЛАЗЕРНОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ VISAR ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ
(*ОИВТ РАН, АО «РИЦ «ТЕХНОСФЕРА», журнал «СТАНКОИНСТРУМЕНТ», Москва*)

37 Иванов В.И., Мусатов В.В., Овчинников А.А., Сазонов А.А., Ремезкова Л.В., Каковкин Д.А. 134
ТЕХНИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА И РАСЧЕТ РИСКА АВАРИИ
(*НИИИН МНПО «Спектр», «ЗАО «ГИАП-ДИСТцентр», Москва*)

38 Кажлаев Р.Г., Блинов Д.С., Гадолина И.В. 138
РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ВЫСОКОТОЧНЫХ КУЛАЧКОВЫХ ОПРАВОК ДЛЯ ЗАКРЕПЛЕНИЯ ТОЛСТОСТЕННЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ ИХ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ
(*ИМАШ РАН, МГТУ, Москва*)

39 Казанкин В.А. 142
НЕРАЗРУШАЮЩИЕ МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ПРИ КРУЧЕНИИ
(*ВолгГТУ, Волгоград*)

40 Калита В.И., Комлев Д.И., Радюк А.А., Демин К.Ю. 145
ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ Ni - 20% СТАЛИ НА ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ПОДЛОЖКЕ
(*ИМЕТ РАН, Москва*)

41 Кардашова Г.Д., Сафаралиев Г.К. 148
УСТАНОВЛЕНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ «СОСТАВ, ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ФАКТОРЫ SPS СПЕКАНИЯ – ПЛОТНОСТЬ, СВОЙСТВА» КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ SiC
(*ДГТУ, Махачкала, АО «НИИ «Полюс», Москва*)

42 Ким А.А., Лысенко А.М., Томилина Т.М. 151
ПОЛУЧЕНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЛУННОГО РЕГОЛИТА С ПОМОЩЬЮ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

43 Киричек А.В., Хандожко А.В., Баринов С.В., Яшин А.В. 155
ВЛИЯНИЕ ВОЛНОВОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
(*БГТУ, Брянск, ВлГУ, Владимир*)

44 Коваль С.В., Ерофеев М.Н., Бодунов Д.М. 159
ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ СТОЕЧНЫХ ВЕСОВ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

45 Козлов Д.А. 163
ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ, НАНЕСЕННЫХ НА КОНСТРУКЦИОННУЮ СТАЛЬ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

46 Кокорин В.Н., Морозов О.И., Мишов Н.В. 167
ПОВЫШЕНИЕ УРОВНЯ АДГЕЗИИ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ НАПЫЛЕНИИ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ЗА СЧЕТ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРЫ ПОДЛОЖКИ
(*УлГТУ, Ульяновск*)

47 Корнилова З.Г., Аммосов Г.С., Иванов Д.С., Корнилова В.В. 170
ВЛИЯНИЕ РУСЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ НА ДИНАМИКУ РАЗМЫВА ДЮКЕРА ППМГ
(*ИФТПС СО РАН, Якутск*)

48 Корольков О.Е., Столяров, В.В. 174
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТИТАНЕ С РАЗЛИЧНОЙ ДИСПЕРСНОСТЬЮ СТРУКТУРЫ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

49 Кукареко В.А., Григорчик А.Н. 178
СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
(*ОИМ НАНБ, Минск. Беларусь*)

50 Куксенова Л.И., Алексеева М.С. 182
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЗОТИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ
(*ИМАШ РАН, НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, Москва*)

51 Кулаков О.И. 187
МОДЕРНИЗАЦИЯ МАШИНЫ ТРЕНИЯ ИМ-58
(*ИМАШ РАН, Москва*)

52 Кулаков О.И. 190
МОДЕРНИЗАЦИЯ МАШИНЫ ТРЕНИЯ УМТ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

53 Лебединский С.Г., Москвитин Г.В., Наумов О.В. 193
ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ЖИВУЧЕСТИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОЙ СТАЛИ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

54 Лепихин А.М., Лещенко В.В., Махутов Н.А., Морозов Е.М. 197
ПРОБЛЕМЫ БЕЗОПАСНОСТИ МОРСКИХ ПОДВОДНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ
(*ФИЦ ИВТ, НТЦ «Нефтегаздиагностика», ИМАШ РАН, НИЯУ «МИФИ», Москва*)

55 Лукьянчук В. Г., Калинин А. Г., Панков А.В. 201
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ПАНЕЛИ С «БРОШЕННЫМ» СТРИНГЕРОМ В ПРОЦЕССЕ УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ
(*ФАУ «ЦАГИ», Жуковский*)

56 Лямина Е.А. 206
ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЗОНЕ ВБЛИЗИ ПОРЫ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ФОРМЫ ПРИ ПЛОСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
(*ИПМех РАН, Москва*)

57 Марченко Е.А., Хрущов М.М. 210
СТРУКТУРНЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ФАКТОРЫ ФРИКЦИОННОЙ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

58 Марченков А.Ю., Чернов Д.В., Жгут Д.А., Куликова Е.А., Ковалева Т.Ю. 215
АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЙ МОНИТОРИНГ ПРОЦЕССА РАСТЯЖЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ РАЗЛИЧНОЙ ТОЛЩИНЫ ДО РАЗРУШЕНИЯ
(*НИУ «МЭИ», ИМАШ РАН, Москва*)

59 Маслов С.В., Кукшинов А.И. 219
ОСОБЕННОСТИ НАТУРНЫХ ТЕНЗОМЕТРИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ ОБОРУДОВАНИЯ АЭС, ЭКСПЛУАТИРУЕМОГО В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР И ДЕФОРМАЦИЙ
(*ИМАШ РАН, ОАО «НИАЭП» (филиал), Москва*)

60 Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В., Кожевников А.В. 223
ОЦЕНКА СТЕПЕНИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ОБРАБОТКИ АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫХ СИГНАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСКУССТВЕННЫХ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ
(*ИМАШ РАН, НИУ «МЭИ», Москва*)

61 Махутов Н.А. 227
ПОВЫШЕНИЕ ВАЖНОСТИ И ЭФФЕКТИВНОСТИ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ РАБОТ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ НАЦИОНАЛЬНОЙ БЕЗОПАСНОСТИ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

62 Махутов Н.А., Гадолина И.В., Кажлаев Р.Г. 233
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

63 Махутов Н.А., Зацаринный В.В. 237
УЧЁТ РАССЕЯНИЯ БАЗОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В РАСЧЕТАХ ПРОЧНОСТИ И НАДЁЖНОСТИ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

64 Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. 241
НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ФИЗИЧЕСКОЙ МЕЗОМЕХАНИКИ ПРИ ЭВОЛЮЦИИ ФРАГМЕНТАЦИИ МАЛОЦИКЛОВОГО РАЗРУШЕНИЯ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

65 Махутов Н.А., Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В., Марченков А.Ю. 243
МЕТОДОЛОГИЯ ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПО ДАННЫМ АЭ ДИАГНОСТИКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТАТИСТИЧЕСКИХ КРИТЕРИЕВ
(*ИМАШ РАН, НИУ «МЭИ», Москва*)

66 Медовщиков А.В., Поляков С.А., Куксенова Л.И., Кулешова Е.М. 247
О НЕОБХОДИМОСТИ УТОЧНЕНИЯ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ЖИВУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС В СВЯЗИ С УЧЕТОМ УСЛОВИЙ КОНТАКТИРОВАНИЯ
(*ИМАШ РАН, МГТУ, Москва*)

67 Москвитин Г.В., Навроцкий Р.А., Полежаев Э.Р. 251
РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ И НЕКОТОРЫХ ИЗДЕЛИЙ, СОЗДАННЫХ ПО АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ
(*ИМАШ РАН, МАИ (НИУ), Москва*)

68 Муканов С.К., Петржик М.И., Кудряшов А.Е., Левашов Е.А. 255
ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ К ИЗНОСУ И ОКИСЛЕНИЮ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭП741НП С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКИ
(*НИТУ «МИСиС», Москва*)

69 Назаров В.В. 258
ОБЗОР РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ (2004–2021)
(*НИИ механики МГУ, Москва*)

70 Неганов Д, А. 261
ОБОСНОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ ОБЪЕКТОВ ТРУБОПРОВОДНОГО ТРАНСПОРТА
(*ООО «НИИ Транснефть», Москва*)

71 Немцев Д.В., Артамонов М.А. 265
ОСНОВАННАЯ НА ВЕЙВЛЕТ-ПРЕОБРАЗОВАНИИ МЕТОДИКА ДЛЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ШАГА УСТАЛОСТНЫХ БОРОЗДОК ОБРАЗЦОВ, ИСПЫТАННЫХ НА МЦУ
(*ОКБ им. А. Люльки – филиал ПАО «ОДК-УМПО», Москва*)

72 Никифоров А.Н. 269
ЯВЛЕНИЕ ОБКАТЫВАНИЯ ПОЛЫМ РОТОРОМ РАЗМЕЩЕННОГО ВНУТРИ НЕГО СТАТОРА
(*ИМАШ РАН, Москва*)

73 Новоженова О.Г. 273
ОПРЕДЕЛЕНИЕ СПЕКТРА ПОЛЗУЧЕСТИ ПО СПЕКТРУ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЯ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

74 Одинцев И.Н., Плугатарь Т.П., Разумовский И.А. 277
ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ПРИМЕНЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

75 Панов А.Н., Юдина О.Н. 281
РИСК-ОРИЕНТИРОВАННОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ
(*ЮРС-РУСЬ, Санкт-Петербург, ИМАШ РАН, Москва*)

76 Перельмутер М.Н. 285
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СОЕДИНЕНИЙ ПОЛИМЕРОВ
(*ИПМех РАН, Москва*)

77 Петрова И.М., Марченко Е.А. 289
УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ И ТРЕНИИ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

78 Петушков В.А. 293
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И РЕСУРСА НЕЛИНЕЙНО ДЕФОРМИРУЕМЫХ СРЕД НА ОСНОВЕ СТРУКТУРНЫХ МОДЕЛЕЙ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

79 Петушков В.А. 298
РАЗРУШЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОЙ СРЕДЫ В ОБЪЕМЕ КАВИТИРУЮЩЕЙ ЖИДКОСТИ ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ УДАРНЫХ ВОЛН
(*ИМАШ РАН, Москва*)

80 Прилипко Е.А., Аникин В.Н., Ерёмин С.А., Рябцев А.Д.. 302
РАЗРАБОТКА ИДЕАЛЬНОЙ МОДЕЛИ КАРКАСНОГО КОМПОЗИТА Ti-C
(*ФГБУ «ВНИИТС», Москва, АО «Русполимет», Кулебаки*)

81 Пуха В.Е., Дроздова Е.И., Черногорова О.П., Петржик М.И., Бельмесов А.А. 306
ИЗНОСОСТОЙКИЕ УГЛЕРОДНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ИОНОВ C_{60}
(*ФИЦ ПХФ и МХ РАН, Черноголовка, ИМЕТ РАН, НИТУ «МИСиС», Москва*)

82 Разумовский И.А., Усов С.М. 310
МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ ПОЛЕЙ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ СПОСОБОМ СВЕРЛЕНИЯ «БОЛЬШОГО» ОТВЕРСТИЯ
(*ИМАШ РАН, НИКИЭТ, Москва*)

83 Ревякина Н.А., Аникин В.Н., Ерёмин С.А., Бычков В.А., Руденко Д.В. 314
ИЗГОТОВЛЕНИЕ МАЛОРАЗОВЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ПРЕСС-ФОРМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
(*ФГБУ «ВНИИТС», Москва*)

84 Рогов В. Е. 317
ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СРОКА ЭКСПЛУАТАЦИИ ОПОР СКОЛЬЖЕНИЯ МОСТОВ
(*БИП СО РАН, Улан-Удэ*)

85 Романов А.Н. 321
НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ В УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ АСИММЕТРИЧНОМ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

86 Савенко В.С. 326
ВЛИЯНИЕ ПОНДЕРОМОТОРНЫХ ЭФФЕКТОВ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ
(*МГПУ им. И.П. Шамякина, Мозырь, Беларусь*)

87 Сахвадзе Г.Ж. 330
ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

88 Сахвадзе Г.Ж., Сахвадзе Г.Г. 334
ЭФФЕКТЫ ТЕРМИЧЕСКОГО И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОДАВЛЕНИЯ СЖИМАЮЩИХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПРИМЕНЕНИИ ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

89 Севальнёв Г.С., Дульнев К.В., Романенко Д.Н., Банных И.О., Дружинина М.Э. 338
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И КОНТАКТНУЮ ВЫНОСЛИВОСТЬ ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА
(*НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, ИМЕТ РАН, Москва*)

90 Северов П.Б. 342
МЕХАНИЧЕСКИЙ ГИСТЕРЕЗИС ПРИ АКТИВНОМ И ПАССИВНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА
(*ИМАШ РАН, Москва*)

91 Синев И.О., Ботвина Л.Р. 346
О ПАРАМЕТРАХ, ХАРАКТЕРИЗУЮЩИХ ПОВРЕЖДЕННОСТЬ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ
(*ИМЕТ РАН, Москва*)

92 Скрипняк В.В., Иохим К.В., Скрипняк В.А. 350
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЯЗКОГО РАЗРУШЕНИЯ АЛЬФА И АЛЬФА+ БЕТА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
(*ТГУ, Томск*)

93 Смирнов А.Е., Севальнев Г.С., Семенов М.Ю., Нужный А.С. 354
КОНТАКТНАЯ ВЫНОСЛИВОСТЬ ПРЕЦИЗИОННЫХ ПОДШИПНИКОВ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
(*МГТУ, НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, Москва*)

94 Сташенко В.И., Скворцов О.Б. 358
АКСИАЛЬНЫЕ ДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В ПРОВОДНИКЕ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ИМПУЛЬСОВ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

95 Столяров В.В. 362
ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ТРИП ЭФФЕКТА В СТАЛИ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

96 Столяров В.В. 366
ЭФФЕКТ ТОКА ПРИ ПРОКАТКЕ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

97 Стрижиус В.Е. 370
НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ
(*МАИ (НИУ), Москва*)

98 Туманов Н.В., Воробьева Н.А., Лаврентьева М.А., Митина Ю.Л. 374
ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ МЕЗОТЕКСТУРЫ НА РЕСУРС ЖИВУЧЕСТИ ДИСКОВ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
(*ЦИАМ им. П.И. Баранова, Москва*)

99 Тютин М.Р., Ботвина Л.Р., Иоффе А.В., Синев И.О. 378
ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЕ НА КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 15Х2ГМФ, ПРИМЕНЯЕМОЙ В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА НЕФТЯНЫХ НАСОСНЫХ ШТАНГ
(*ИМЕТ РАН, ООО «ИТ-Сервис», Москва*)

100 Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю., Гаврилина Л.В. 382
ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДИСКОВ ГТД, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ УЛЬТРАМЕЛКО-ЗЕРНИСТУЮ СТРУКТУРУ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ
(*УГАТУ, Уфа, ИМАШ РАН, Москва*)

101 Федоров А.А., Разумовский И.А., Матвиенко Ю.Г. 386
ЛОКАЛЬНОЕ ИНДЕНТИРОВАНИЕ – СПОСОБ УМЕНЬШЕНИЯ СКОРОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

102 Фесенко Т.Н., Дронова Е.А. 390
ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ БАЛОЧНЫХ ПЕРЕХОДОВ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

103 Фомин Л.В. 395
О ВЛИЯНИИ АКТИВНОЙ СРЕДЫ НА ДЛИТЕЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТИПОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ. УЧЕТ ДРОБНО-ЛИНЕЙНОЙ МОДЕЛИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ
(*НИИ механики МГУ, Москва*)

104 Фомина Е.И., Думанский А.М., Худорожко М.В., Алимов М.А. 399
АНИЗОТРОПИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА С ТЕРМОРЕАКТИВНОЙ МАТРИЦЕЙ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ
(*ИМАШ РАН, МГТУ, Москва*)

105 Хрущов М.М., Суляндзига Д.А., Самусенко В.Д., Левин И.С., Авдюхина В.М. 405
СТРУКТУРА И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ВОЛЬФРАМА И МОЛИБДЕНА С УГЛЕРОДОМ, ПОЛУЧЕННЫХ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ
(*ИМАШ РАН, Москва*)

106 Чернякин С.А., Перов С.Н. 410
РАСЧЁТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РОСТА РАССЛОЕНИЙ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ
(*Самарский университет, Университет «МИР», Самара*)

107 Шульженко А.А., Модестов М.Б., Модестов Б.М., Григорян А.Э., Шульженко Ан.А. 414
НЕКОТОРЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТКАНЫХ ЭЛЕКТРОНАГРЕВАТЕЛЕЙ ПРИ ДИАГНОСТИКЕ
(*ИМАШ РАН, РЭУ им. Г.В. Плеханова, Москва*)

108 Эксакусто П.О., Локьяева З.А., Полежаев А.В. 417
НОВЫЕ САМОВОССТАНАВЛИВАЮЩИЕСЯ ПОЛИУРЕТАНЫ
(*НОЦ «Композиты России», МГТУ, Москва*)

Подписано в печать 12.12.2022 г.
Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл.-печ. л. - 50,45. Тираж - 25 экз. Заказ № 192.
Отпечатано в типографии ИМАШ РАН.
119334, г. Москва, ул. Бардина, 4.